



Science Arts & Métiers (SAM)

is an open access repository that collects the work of Arts et Métiers Institute of Technology researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: <https://sam.ensam.eu>
Handle ID: <http://hdl.handle.net/10985/19568>

To cite this version :

Etienne PESSARD - Contribution à la prise en compte des effets du procédé de mise en forme sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques - 2020

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository

Administrator : scienceouverte@ensam.eu



Habilitation à Diriger des Recherches de l'Université d'Angers

Présentée par

Etienne PESSARD

Contribution à la prise en compte des effets du procédé de mise
en forme sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques

Soutenue le 12 novembre 2020 devant le jury composé de :

M. P.-O. BOUCHARD	Professeur des Universités	CEMEF-Mines Paris Tech	Rapporteur
Mme. M. BROCHU	Professeure des Universités	LAPOM-EPM Montréal	Rapporteuse
M. J.-Y. BUFFIERE	Professeur des Universités	MATEIS-INSA Lyon	Rapporteur
M. F. GUERIN	Professeur des Universités	LARIS-Polytech Angers	Examineur
M. F. MOREL	Professeur des Universités	LAMPA-ENSAM Angers	Examineur
M. P. PEYRE	Directeur Recherche CNRS	PIMM-ENSAM Paris	Examineur

Laboratoire LAMPA au centre Arts et Métiers ParisTech d'Angers
2 bd Ronceray
BP 93525
49035 ANGERS CEDEX 01

Contact : etienne.pessard@ensam.eu

Table des matières

Introduction	6
Partie I : Activités et responsabilités pédagogiques et administratives	8
1 Liste des communications scientifiques	8
Partie II : Mémoire de recherche	14
Introduction	14
1 Impact de la microstructure en fatigue : cas du 22MnB5 traité thermiquement avec défauts et du 27MnCr5 extrudé à froid sans défaut	23
1.1 Introduction/contexte	23
1.1.1 Impact de la microstructure modifiée par traitement thermique sur la tenue en fatigue des métaux	24
1.1.2 Impact de la microstructure modifiée par déformation plastique sur la tenue en fatigue des métaux	25
1.1.3 Contexte des travaux menés	26
1.2 22MnB5 traité thermiquement	26
1.2.1 Problématique posée	26
1.2.2 Caractérisation du comportement en fatigue	27
1.2.3 Modélisation probabiliste pour la prise en compte de la compétition entre différents mécanismes en fatigue à grand nombre cycles	30
1.2.3.1 Probabilité d'amorçage d'une fissure au sein de la microstructure	31
1.2.3.2 Probabilité de propagation d'une fissure à partir d'un défaut pré-existant	32
1.2.3.3 Probabilité de survie intégrant la compétition entre deux mécanismes	32
1.2.4 Application au 22MnB5	36
1.2.5 Prédictions pour une large gamme de dureté	38
1.2.6 Conclusions	39
1.3 Impact de l'érouissage sur la tenue en fatigue du 27MnCr5 extrudé à froid	40
1.3.1 Problématique posée	40
1.3.2 Matériau et fabrication des éprouvettes	41
1.3.3 Comportement en fatigue	44
1.3.4 Prise en compte des effets de l'érouissage et des contraintes résiduelles avec un critère d'endurance multiaxial	46

1.3.5	Conclusions	51
1.4	Conclusions du chapitre	51
2	Impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue : cas de l' Al 7050 usiné en bout	54
2.1	Introduction et contexte	54
2.1.1	Spécificité de la topologie de surface	54
2.1.2	Approche déterministe pour la prise en compte de l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue	56
2.1.3	Approche probabiliste pour la prise en compte d'un état de surface usiné sur la tenue en fatigue	56
2.1.4	Contexte des travaux réalisés	57
2.2	Impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue de l'Al 7050 usiné en bout	58
2.2.1	Problématique posée	58
2.2.2	Caractérisation du comportement en fatigue d'éprouvettes usinées en bout	58
2.2.3	Caractérisation du comportement en fatigue d'éprouvettes possédant des défauts artificiels	65
2.2.4	Modélisation probabiliste pour la prise en compte de l'impact de la topologie de surface sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles	68
2.2.4.1	Modèle probabiliste	68
2.2.4.2	Simulation élément finis pour la prise en compte des défauts artificiels	69
2.2.4.3	Identification des paramètres du modèle	70
2.2.4.4	Prédictions via une approche probabiliste surfacique	71
2.2.4.5	Predictions via une approche probabiliste volumique	73
2.2.4.6	Prédictions de la tenue en fatigue dans le cas d'états de surface usinés en bout et polie	75
2.2.4.7	Modèle unifié pour la prise en compte de défauts locaux ou d'états de surface périodiques	78
2.3	Conclusions du chapitre	80
3	Impact des défauts (à cœur et en surface) et de la microstructure sur la tenue en fatigue : cas des pièces obtenues par fabrication additive	82
3.1	Introduction et contexte	82
3.1.1	Propriétés générales des pièces FA en fatigue	83
3.1.2	Défauts naturels dans les pièces FA usinées	85
3.1.3	Défauts de surface dans les pièces FA brutes	86
3.1.4	Contexte des travaux réalisés	87
3.2	Impact des défauts sur la tenue en fatigue d'éprouvettes usinées	88
3.2.1	Tenue en fatigue anisotrope du TA6V-FLLP	88
3.2.1.1	Matériau et lots testés	88
3.2.1.2	Comportement en fatigue	89
3.2.1.3	Modélisation du comportement en fatigue	91
3.2.1.4	Conclusion	96
3.2.2	Criticité en fatigue des défauts situés en surface et à cœur du 316L-FLLP	97
3.2.2.1	Protocole expérimental et résultats	97

3.2.2.2	Analyse des résultats et estimation de la criticité des défauts situés à cœur et en surface	101
3.2.2.3	Conclusion	103
3.3	Impact des défauts sur la tenue en fatigue d'éprouvettes brutes	104
3.3.1	Effet de l'état de surface sur la tenue en fatigue de l'Inconel 625 obtenu par FLLP	104
3.3.2	Effet de l'état de surface sur la tenue en fatigue du TA6V obtenu par FLLP	107
3.3.3	Conclusion	109
3.4	Conclusions du chapitre	110
	Conclusion et perspectives	111
	Bibliographie	115
	Liste des figures	130

GLOSSAIRE

ANR	Agence Nationale de la Recherche
CSTI	Culture Scientifique, Technique et Industrielle
CEMEF	CEntre de Mise En Forme des matériaux
CEA	Commissariat à l'énergie atomique et aux énergies alternatives
CIC	Compression Isostatique à Chaud
CRCT	Congé pour Recherches ou Conversions Thématiques
DEPL	DEformation PLastique
DLD	Direct Laser Deposition
EBM	Electron Beam Melting
EBSD	Electron BackScatter Diffraction
ENSAM	École Nationale Supérieure d'Arts et métiers
EPM	École Polytechnique de Montréal
FA	Fabrication Additive
FLLP	Fusion Laser sur Lit de Poudre
FUI	Fonds Unique Interministériel
I2M	Institut de mécanique et d'ingénierie
INSA	Institut National des sciences appliquées
IRT	Institut de Recherche Technologique
IUT	Institut Universitaire de Technologie
LAMPA	Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion
LAPOM	LABoratoire de Préparation et d'Observation des Matériaux
LARIS	Laboratoire Angevin de Recherche en Ingénierie des Systèmes
LAVA	Laboratoire d'Analyse Vibratoire et Acoustique
LEFM	Linear Elastic Fracture Mechanics
LEM3	Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux
LOF	Lack Of Fusion
LS2N	Laboratoire des Sciences du Numérique de Nantes
MATEIS	Matériaux Ingénierie et Sciences
MEB	Microscope Électronique à Balayage
PIMM	Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux
PRAG	Professeur agrégé de l'enseignement du second degré
WAAM	Wire Arc Additive Manufacturing

Introduction

Depuis ma soutenance de thèse en 2009, mon parcours professionnel a été marqué par trois périodes importantes : la première comme professeur agrégé et la seconde en tant que maître de conférences à l'ENSAM d'Angers, et enfin une année comme chercheur invité (CRCT) à l'Ecole Polytechnique de Montréal de 2019 à 2020. Ces onze années ont été riches à la fois en enseignement et en recherche. J'ai eu l'occasion de participer à plusieurs projets pédagogiques et de faire évoluer mes enseignements. Les activités de transfert à destination d'industriels ont également enrichi mon enseignement en procédé. J'ai participé à de nombreux projets de recherche ambitieux et au co-encadrement de plusieurs thèses. Après dix années passées à l'ENSAM d'Angers mon année dans un autre laboratoire m'a permis d'élargir mon domaine de compétence et de pouvoir proposer aujourd'hui des activités de recherche encore plus originales.

Ce mémoire d'Habilitation à Diriger des recherches est tout d'abord l'occasion de faire le bilan de l'ensemble de mes activités pédagogiques et scientifiques depuis ma thèse. Ce mémoire me permettra également de présenter mes perspectives de recherche pour les années à venir. De manière assez classique ce document se compose de deux parties. La première intitulée "notice individuelle" dressera le bilan des activités d'enseignement et de recherche et des responsabilités administratives assurées pendant cette période.

La seconde partie intitulée "mémoire de recherche" détaillera mes activités de recherche ayant pour thème l'effet du procédé sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques. Elle présentera les développements expérimentaux et théoriques conduits ainsi que les perspectives de recherche envisagées.

Partie I : Notice individuelle

1 Liste des communications scientifiques

Publications internationales avec comité de lecture (ACL)

20. Le, V.-D., Pessard, E., Morel, F., & Prigent, S. (2020). [Fatigue behaviour of additively manufactured Ti-6Al-4V alloy: The role of defects on scatter and statistical size effect](#). *International Journal of Fatigue*, 140
19. Andreau, O., Pessard, E., Koutiri, I., Penot, J.-D., Dupuy, C., Saintier, N., & Peyre, P. (2019b). [A competition between the contour and hatching zones on the high cycle fatigue behaviour of a 316L stainless steel: Analyzed using X-ray computed tomography](#). *Materials Science and Engineering A*, 757, 146–159
18. Le, V.-D., Pessard, E., Morel, F., & Edy, F. (2019). [Interpretation of the fatigue anisotropy of additively manufactured TA6V alloys via a fracture mechanics approach](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 214, 410–426
17. Vayssette, B., Saintier, N., Brugger, C., El May, M., & Pessard, E. (2019). [Numerical modelling of surface roughness effect on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V obtained by additive manufacturing](#). *International Journal of Fatigue*, 123, 180–195
16. Andreau, O., Koutiri, I., Peyre, P., Penot, J.-D., Saintier, N., Pessard, E., De Terris, T., Dupuy, C., & Baudin, T. (2019a). [Texture control of 316L parts by modulation of the melt pool morphology in selective laser melting](#). *Journal of Materials Processing Technology*, 264, 21–31
15. Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., & Morel, F. (2018b). [A probabilistic approach to study the effect of machined surface states on HCF behavior of a AA7050 alloy](#). *International Journal of Fatigue*, 116, 473–489
14. Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., & Morel, F. (2018a). [HCF of AA7050 alloy containing surface defects: Study of the statistical size effect](#). *International Journal of Fatigue*, 110, 81–94
13. Koutiri, I., Pessard, E., Peyre, P., Amlou, O., & De Terris, T. (2018). [Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts](#). *Journal of Materials Processing Technology*, 255, 536–546
12. Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2018). [A non-local approach to model the combined effects of forging defects and shot-peening on the fatigue strength of a pearlitic steel](#). *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 93, 19–32
11. Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2017). [Influence of surface integrity on the fatigue behaviour of a hot-forged and shot-peened C70 steel component](#). *Materials Science and Engineering A*, 686, 121–133
10. Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., Verdu, C., & Mary, A. (2016d). [Beneficial effect of prestrain due to cold extrusion on the multiaxial fatigue strength of a 27MnCr5 steel](#). *International Journal of Fatigue*, 92, 345–359
9. Pessard, E., Abrivard, B., Morel, F., Abroug, F., & Delhayé, P. (2014a). [The effect of quenching and defects size on the HCF behaviour of Boron steel](#). *International Journal of Fatigue*, 68, 80–89
8. Pessard, E., Bellett, D., Morel, F., & Koutiri, I. (2013a). [A mechanistic approach to the Kitagawa-Takahashi diagram using a multiaxial probabilistic framework](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 109, 89–104

7. Koutiri, I., Bellett, D., Morel, F., & Pessard, E. (2013). [A probabilistic model for the high cycle fatigue behaviour of cast aluminium alloys subject to complex loads.](#) *International Journal of Fatigue*, 47, 137–147
6. Pessard, E., Morel, F., Bellett, D., & Morel, A. (2012). [A new approach to model the fatigue anisotropy due to non-metallic inclusions in forged steels.](#) *International Journal of Fatigue*, 41, 168–178
5. Pessard, E., Morel, F., Verdu, C., Flacelière, L., & Baudry, G. (2011b). [Microstructural heterogeneities and fatigue anisotropy of forged steels.](#) *Materials Science and Engineering A*, 529(1), 289–299
4. Xiao, J., Pessard, E., Wang, M., & Cuillerier, D. (2011). [The research of the anisotropic fatigue behavior of 7475 aluminum alloy plate.](#) *Shanghai Jiaotong Daxue Xuebao/Journal of Shanghai Jiaotong University*, 45(11), 1678–1683
3. Pessard, E., Morel, F., Morel, A., & Bellett, D. (2011a). [Modelling the role of non-metallic inclusions on the anisotropic fatigue behaviour of forged steel.](#) *International Journal of Fatigue*, 33(4), 568–577
2. Pessard, E., Morel, F., & Morel, A. (2009c). [The anisotropic fatigue behavior of forged steel.](#) *Advanced Engineering Materials*, 11(9), 732–735
1. Pessard, E., Mognol, P., Hascoët, J., & Gerometta, C. (2008a). [Complex cast parts with rapid tooling: Rapid manufacturing point of view.](#) *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 39(9-10), 898–904

Publications internationales suite à une conférence (ACL-ACTI)

12. Argoud, V., Morel, F., Pessard, E., Bellett, D., Thibault, S., & Gourdin, S. (2019). [Fatigue behaviour of gear teeth made of case hardened steel: From competing mechanisms to lifetime variability.](#) *Procedia Structural Integrity*, 19, 719–728
11. Edy, F., Le, V.-D., Biere, C., Perez, M., Pessard, E., & Morel (2019). From the fatigue properties of ti6al4v produced by alm selective laser melting process to the mechanical design of an aeronautical part. *MATEC Web of Conferences*
10. Le, V.-D., Pessard, E., Morel, F., & Edy, F. (2018a). [Influence of porosity on the fatigue behaviour of additively fabricated TA6V alloys.](#) *MATEC Web of Conferences*, 165
9. Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., & Morel, F. (2018c). [Fatigue size effect due to defects in an AA7050 alloy.](#) *MATEC Web of Conferences*, 165
8. Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., Morel, F., & Chove, E. (2018d). [The influence of machined topography on the HCF behaviour of the Al7050 alloy.](#) *Procedia Engineering*, 213, 613–622
7. Vayssette, B., Saintier, N., Brugger, C., Elmay, M., & Pessard, E. (2018). [Surface roughness of Ti-6Al-4V parts obtained by SLM and EBM: Effect on the High Cycle Fatigue life.](#) *Procedia Engineering*, 213, 89–97
6. Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2016a). [Competition between Surface Defects and Residual Stresses on Fatigue Behaviour of Shot Peened Forged Components.](#) *Procedia Structural Integrity*, 2, 3226–3232
5. Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., Verdu, C., & Mary, A. (2015). [Effect of Cold Forming on the High Cycle Fatigue Behaviour of a 27MnCr5 Steel.](#) *Procedia Engineering*, 133, 603–612

4. Le, V.-D., Morel, F., Bellett, D., Pessard, E., Saintier, N., & Osmond, P. (2015). [Microstructural-based Analysis and Modelling of the Fatigue Behaviour of Cast Al-Si Alloys](#). volume 133 (pp. 562–575)
3. Bellett, D., Pessard, E., & Morel, F. (2014). [A flexible HCF modeling framework leading to a probabilistic multiaxial kitagawa-takahashi diagram](#). *Advanced Materials Research*, 891-892, 1372–1378
2. Le, V.-D., Bellett, D., Morel, F., Saintier, N., Palin-Luc, T., Pessard, E., & Osmond, P. (2014). [A flexible modelling framework leading to a probabilistic multiaxial Kitagawa-Takahashi diagram: Applied to cast Al-Si alloys](#). *MATEC Web of Conferences*, 12
1. Pessard, E., Morel, F., Abrivard, B., & Delhayé, P. (2013b). [A new methodology for designing heat treated components in fatigue](#). *Procedia Engineering*, 66, 292–299

Congrès internationaux avec comité de lecture et actes (ACTI)

15. Sentissi, M., Ross, A., Brochu, M., & Pessard, E. P. (2019). Vibration method for very high cycle fatigue in aluminum. *Canadian Society for Mechanical Engineering and CFD Society of Canada International Congress 2019, CSME-CFDSC, Congress 2019, London On, Canada, June 2-5*
14. Andreau, O., Pessard, E., Koutiri, I., Penot, J.-D., Dupuy, C., Saintier, N., & Peyre, P. (2017a). Influence of contour and hatching areas on the high cycle fatigue endurance of 316L lpbf parts. *International Congress on Welding, Additive Manufacturing, ICWAM 2019, Metz, June 5-7, 2017*
13. Andreau, O., Peyre, P., Penot, J.-D., Koutiri, I., Dupuy, C., Pessard, E., & Saintier, N. (2017b). Deterministic defect generation in selective laser melting: parametric optimization and control. *Lasers in Manufacturing 2017, LIM2017, Munich Germany, June 26-29, 2017*
12. Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., & Morel, F. (2017). A study of the size effect in aa7050 alloy submitted to high cycle fatigue. *International Symposium Fatigue Design and Material Defects - 3, Lecco Italy, September 19-22, 2017*
11. Pessard, E., Gerin, B., Morel, F., & Verdu, C. (2017b). A fatigue approach to design shot-peened components containing surface defect. *International Conference on Shot Peening ,13; Montréal Canada, September 18-21, 2017*
10. Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2016b). Shot-peening of forged components: Effects of surface defects and residual stresses in fatigue. *Fatigue Damage XI, Hyannis USA, 18-23 September 2016*
9. Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., Morel, F., & Chove, E. (2016b). The effect of machining defects on the fatigue behaviour of the al7050 alloy. *Thirteenth International Conference on High Speed Machining, Metz-France, 2016*
8. Pessard, E., Morel, F., & Bellett, D. (2014b). An unified hcf design criterion based on the combination of a lefm type criterion and a multiaxial criterion. *Workshop ESIS -“The fatigue crack propagation threshold as a design criterion”, Poitiers, Novembre 2014*
7. Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2014a). Characterising the impact of surface integrity on the fatigue behaviour of a shot-peened connecting rod. *International Conference on Shot Peening ,12; Goslar-Germany; 2014*

6. Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2014b). Characterising the impact of surface integrity on the fatigue behaviour of forged components. *FDMD II - JIP 2014; Paris; France-france, June 2014*
5. Abrivard, B., Pessard, E., Morel, F., Delhay, P., & Gerin, B. (2013a). The effect of microstructural heterogeneities on the fatigue behaviour of 22mnb5 sheet steel. *SF2M-JIP2013, Paris-France, 2013*
4. Abrivard, B., Pessard, E., Morel, F., Delhay, P., & Gerin, B. (2013b). Influence of heat treatment on the fatigue behavior of 22mnb5 sheet steel. *13th International Conference on Fracture 2013 (ICF-13), Pekin-China, 2013*
3. Morel, F., Pessard, E., Morel, A., & Bellett, D. (2010). Exploring and modeling the fatigue anisotropy in forged components from the mesoscopic scale. *EUROMECH 505, Paris, 2010*
2. Pessard, E., Morel, F., Morel, A., & Bellett, D. (2009d). Anisotropic high cycle fatigue behavior and related crack initiation mechanisms in forged steel. *12th International Conference on Fracture 2009, ICF-12, Ottawa-Canada, pp. 890-899, 2009*
1. Pessard, E., Morel, F., Milesi, M., Bouchard, P., & Ducloux, R. (2009b). A new methodology for designing forged components in fatigue. *International Conference on Fatigue Design 2009, Senlis-France, Novembre 2009*

Communications avec actes dans un congrès national (ACTN)

7. Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., Morel, F., & Chové, E. (2016a). Effet des défauts d'usinage sur la tenue en fatigue d'un alliage al7050. *9ème Assises MUGV2016 LMR –CEROC, Tours, 8-9 juin 2016*
6. Pessard, E., Morel, F., & Bellett, D. (2015). Analyse probabiliste des effets des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des matériaux métallique. *SF2M Fatigue– FM GST Mécanique et incertain, Fatigue des structures et Incertitudes, juillet 2015*
5. Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., Morel, F., & Chové, E. (2015). Effet des défauts d'usinage sur la tenue en fatigue de pièces aéronautiques. *Manufacturing 21, Bordeaux, juin 2015*
4. Guillemot, N., Pessard, E., Billardon, R., & Mawussi, B. (2009). Influence de la topographie de surface induite par le fraisage sur la durée de vie en fatigue de l'acier 25crmo4. *Congrès Français de Mécanique, Marseille, France, Août 2009*
3. Pessard, E., Guillemot, N., Morel, F., & Flacelière, N. (2009a). Caractérisation du comportement anisotrope en fatigue d'un acier forgé. *Congrès Français de Mécanique, Marseille, France, Août 2009*
2. Pessard, E., Morel, F., & Morel, A. (2008b). The anisotropic fatigue behaviour of forged steel. *International conference fatigue and plasticity from mechanisms to design, JIP SF2M, Paris, 2008*
1. Pessard, E., Gillot, F., Hascoët, J., & Mognol, P. (2006). Rapid tooling for metallic injection process. *La Fabrication Rapide -“Enjeux et innovation”, Université européenne d'été, Saint Etienne, Septembre 2006*

Autres communications

Conférences (invité) :

Pessard, E. (2020). Comportement en fatigue des métaux obtenus par fabrication additive. *Conférence invitée pour l'Institut d'Innovation et de Conception en Aérospatial de Polytechnique Montréal (IICAP), février 2020*

Pessard, E., Gerin, B., Morel, F., & Verdu, C. (2017a). Effets des défauts géométriques et des gradients de microstructure et de contraintes sur le comportement en fatigue de composants forgés et grenailés. *Colloque MECAMAT 2017*

Revue Technique (RT) :

Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., Verdu, C., & Mary, A. (2016c). Eeffet bénéfique de l'extrusion à froid sur la tenue en fatigue de pièces automobiles. *Forge et Fonderie N° 5 - Septembre 2016*

Site internet de diffusion de CSTI :

Afin de promouvoir les métiers de la Forge, la région Champagne-Ardenne a créée un site internet appelé "Forge virtuelle" permettant au visiteur de découvrir les activités de ce type d'entreprise. J'ai pour ce besoin, fourni les compétences scientifiques nécessaires à la construction de ce site internet (réalisation de simulation numérique, choix de la structure et des illustrations, rédaction des textes techniques ...). [Lien vers le site internet "Forge virtuelle"](#).

Partie II : Mémoire de recherche

Introduction

Ce document présente une synthèse de mes travaux de recherche conduits au LAMPA des Arts et Métiers campus d'Angers. Ceux-ci s'inscrivent dans la continuité de ma thèse de doctorat réalisée dans le même laboratoire sous la direction de Franck Morel dans le cadre du projet ANR OPTIFORGE sur le comportement en fatigue anisotrope des composants mécaniques forgés. Cette première expérience m'a permis d'établir des partenariats forts avec d'autres partenaires universitaires (CEMEF-Mines Paris-Tech, MATEIS de l'INSA-Lyon) qui m'accompagnent depuis le début de mon parcours en recherche. Après ma thèse, mes deux années comme enseignant (PRAG) en procédé de déformation plastique (DEPL) aux Arts et Métiers campus d'Angers a été une belle expérience en enseignement durant laquelle j'ai pu approfondir ma culture dans le domaine des procédés avec le soutien de Serge Boude (réfèrent DEPL de l'époque). Les nombreuses collaborations industrielles constantes que ce soit pour des problématiques procédés (Gevelot, Atelier des Janves, Dassault, Hutchinson...) ou de dimensionnement (Renault, Peugeot, Faurecia...) à travers des études AMVALOR ou le suivi d'étudiant en stage me permettent d'acquérir de l'expérience et une connaissance des problématiques industrielles dans ces deux domaines.

La participation à deux projets d'envergure ; le projet ANR DEFISURF (modélisation des effets de DEFauts et d'Intégrité de SURface sur la tenue en fatigue dans les composants Forgés) et le projet FUI QUAUSI (Maîtrise de la Qualité en Usinage Aéronautique) m'a permis de poursuivre dans des conditions idéales mes activités. Les collaborations industrielles (IRT Jules Vernes, SAFRAN, FIVES...) et universitaires (LAVA-Ecole Polytechnique Montréal, LEM3-Université de Lorraine, PIMM-Arts et Métiers ParisTech Paris, I2M Arts et Métiers ParisTech Bordeaux, LS2N Ecole Centrale et IUT de Nantes) plus récentes me permettent d'élargir mon champ d'activité et me fournissent un soutien de compétences variées pour mes développements.

Si la rédaction de l'Habilitation à Diriger le Recherche est un exercice individuel son contenu est le fruit d'un travail d'équipe. Les résultats présentés dans ce mémoire se basent donc sur plusieurs stages de master, de trois thèses (Benjamin Gérin, Foued Abroug et Olivier d'Andreu) et de différents projets de recherche et études industrielles. Je souhaite souligner que le laboratoire LAMPA me permet d'évoluer dans un cadre avec un ensemble de collègues sur lesquels je m'appuie. Franck Morel, directeur de recherche, participe et me soutient depuis mes débuts sur la majorité des travaux académiques présentés. Daniel Bellett et Viet Duc Le, ingénieurs AMVALOR, participent activement non seulement aux activités de valorisation mais également à certains développements plus en amont. Linamaria Gallegos et Camille Robert, ingénieurs de recherche me soutiennent respectivement sur les développements d'essais et de modèles numériques. Plus largement mes collègues de matériaux (Charles Mareau) et de procédé (Usinage : Guénaël Germain et Yessine Ayed, Fonderie et Déformation Plastique : Aude Boudelier et Julien Artozoul) sont également des collègues de tous les jours qui nourrissent mes travaux par leur expertise.

Contexte et positionnement de l'activité recherche en fatigue et mise en forme des métaux

Les difficultés de la prédiction de la tenue en fatigue pour un problème donné proviennent à la fois du nombre de paramètres influents pouvant avoir un impact sur la tenue et de la variété des mécanismes d'endommagement pouvant être mis en jeu. Pour de nombreux composants, la compréhension des mécanismes d'endommagement en fatigue apparaît comme un verrou au développement d'approches de dimensionnement multiaxiales efficaces et généralisables. A l'échelle globale, le problème de dimensionnement en fatigue peut être considéré comme dépendant de 5 conditions que sont : la géométrie du produit, le procédé, le matériau, le chargement mais également l'environnement. A une échelle plus fine il est possible de définir un certain nombre de paramètres physiques influents en fatigue qui découlent de ces conditions assez générales (figure 1).

Les procédés de mise en forme, par les transformations thermomécaniques qu'ils imposent ont un impact plus ou moins prononcé sur l'intégrité de surface et le matériau à cœur. Même si les simulations numériques de procédé deviennent de plus en plus prédictives, le choix des résultats issus des simulations du procédé pertinents à intégrer dans le dimensionnement se pose à chaque nouvelle condition (produit / procédé / matériau / chargement / environnement).

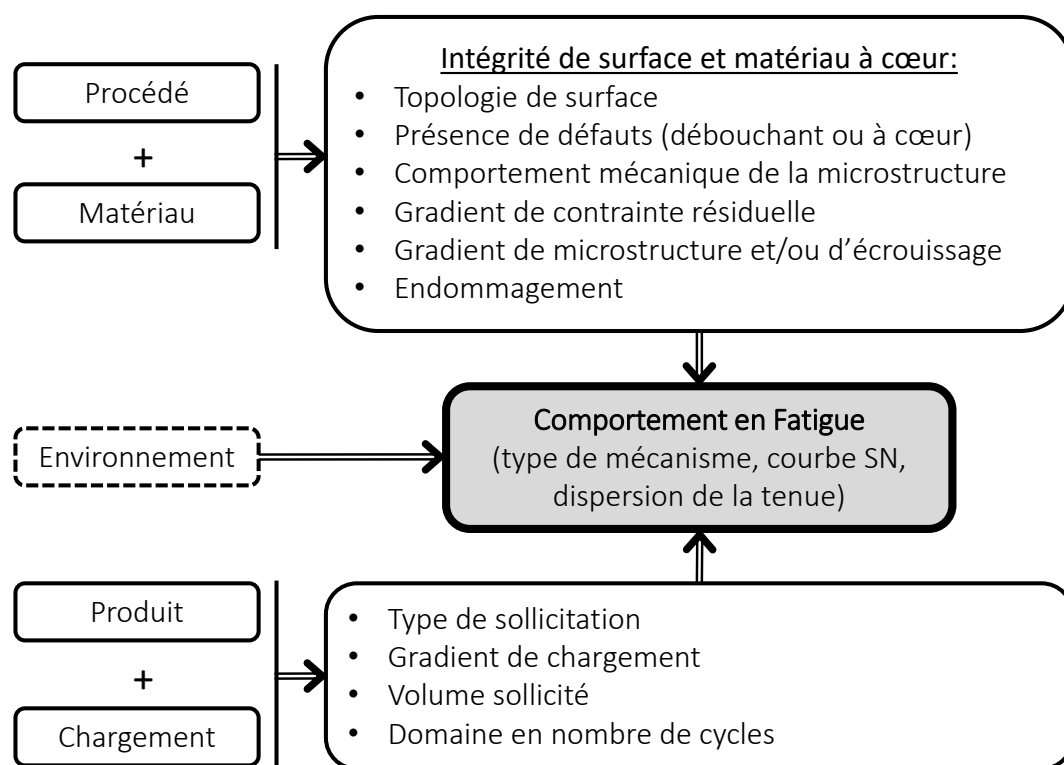


FIGURE 1 – Synthèse des paramètres impactant la tenue en fatigue des matériaux métalliques.

L'étude de l'impact du procédé de mise en forme sur la tenue en fatigue est un sujet complexe et d'actualité sur lequel travaille un grand nombre d'équipes de recherche. Un moyen de quantifier l'activité en recherche dans ce domaine est de suivre l'évolution du

nombre de publications au cours du temps. La figure 2 présente l'évolution sur les vingt dernières années du nombre d'articles publiés ayant pour mots clés "fatigue" + "nom du procédé concerné", comptés sur deux années successives et référencés dans la base SCOPUS. Sur ce graphique seuls les procédés classiques de mise en forme ont été ciblés (fonderie, forgeage, usinage, emboutissage et fabrication additive). Le procédé de finition de shot-peening dont l'action sur le matériau pourrait d'un certain point de vue être considéré comme proche du formage à froid a été inclus. Sur les seules années de 2018 et 2019, 848 publications portant sur un procédé de mise en forme des métaux et le comportement fatigue qui en découle ont été publiées. La figure 2 montre également que l'activité scientifique pour les procédés conventionnels est en légère augmentation sur ces 20 dernières années. L'évolution exponentielle du nombre de travaux en fatigue portant sur des matériaux issus de la fabrication additives illustre bien l'engouement actuel pour ce procédé. Les procédés d'usinage, de fonderie et le shot peening restent historiquement assez hauts en terme de nombre de publications. Les publications sur la fatigue et les procédés de forgeage et d'emboutissage sont toujours présents mais à des quantités plus faibles.

Ce graphique (figure 2) montre que les procédés historiques de fabrication, malgré leurs images "désuètes" à l'ère de l'industrie 4.0, sont toujours à l'origine de nombreuses problématiques recherche mécanique/procédé/matériau. Même s'ils portent toujours les mêmes noms, ces procédés ont beaucoup évolué ces 20 dernières années. Citons par exemple, l'apparition en usinage de l'assistance cryogénique ou jet d'eau, en emboutissage de L'HDFQ pour Hot Forming Die Quenching (HFDQ) qui permet de réaliser directement la trempe sur l'outillage d'emboutissage à chaud et ainsi de générer un gradient de microstructure au sein de la pièce. En forgeage, citons l'apparition du thixoforgeage ou encore du forgeage chaud de brut en fonte GS ADI moulées. En fonderie, l'évolution des moules notamment l'apparition de moules sables obtenus par fabrication additive bouscule également ce domaine. En parallèle de l'évolution permanente des procédés, de nouveaux matériaux apparaissent ou étendent leur domaine d'utilisation. C'est le cas par exemple en emboutissage où les tôles d'aluminium reviennent actuellement en force dans le domaine de la carrosserie automobile et des tôles à ultra haute résistance mécanique (UHSS pour Ultra High Strength Steel) de plus en plus utilisée pour les pièces de structure. En résumé les évolutions constantes des procédés et des matériaux afin d'améliorer les caractéristiques du produit sont à l'origine de l'activité permanente et soutenue du domaine de l'interaction fatigue/procédé abordé dans ce mémoire.

Si les publications de la figure 2 répondent toutes aux mêmes mots clés, les stratégies pour aborder les problématiques liées à l'impact du procédé sur le comportement en fatigue peuvent être très différentes dans ces travaux. La position du curseur entre les deux domaines fatigue versus procédé est une première façon de les classer. Le domaine visé en fatigue (nombre de cycles, amorçage ou propagation), l'échelle d'observation (échelle de la microstructure du matériau, de la surface, ou de la structure), le type d'essai ou de modélisation développés, sont autant de spécificités différenciant les travaux réalisés. A l'échelle nationale, plusieurs laboratoires avec chacun leurs spécificités sont très actifs dans ce domaine.

Citons tout d'abord l'équipe fatigue de l'ISAE Supaéro de Toulouse qui est une référence dans le domaine de l'impact de l'état de surface issu de l'usinage [Suraratchai et al., 2008] mais également après traitement de surface de passivation

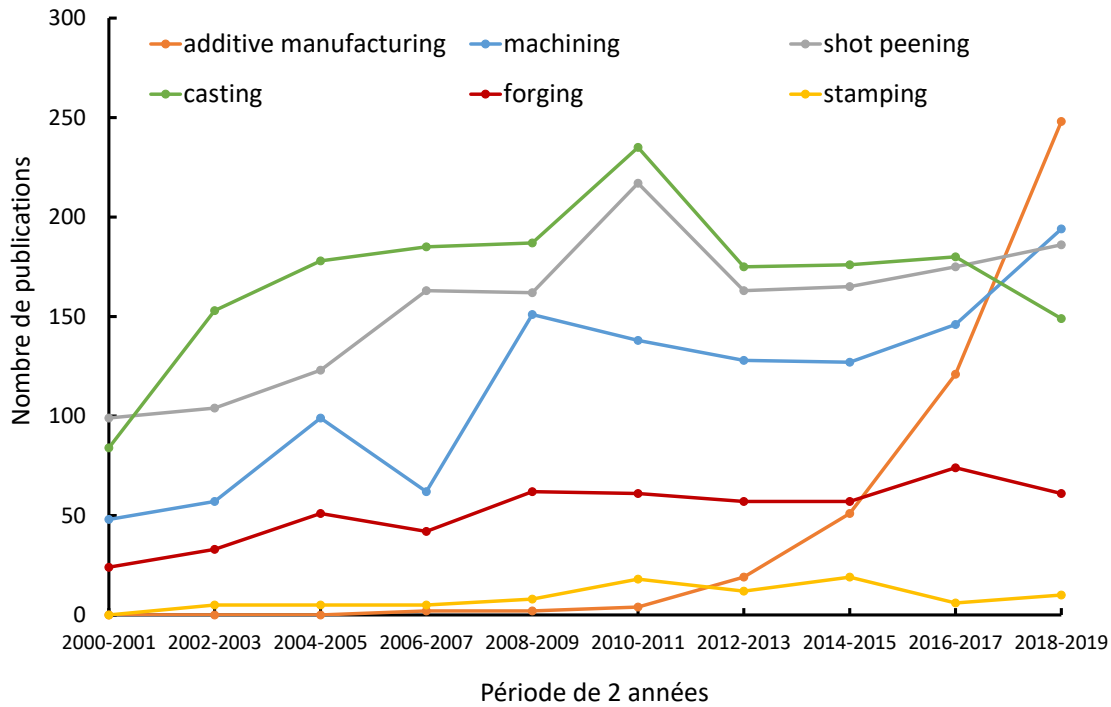


FIGURE 2 – Évolution sur les vingt dernières années du nombre d'articles publiés ayant pour mots clés "fatigue" + "nom du procédé concerné", comptés sur deux années successives et référencés dans la base de donnée SCOPUS.

[Shahzad et al., 2010] [Chaussumier et al., 2013] sur la durée de vie. Leur approche basée sur la mécanique de la rupture leur permet de prédire la durée de vie en prenant en compte l'impact de la topologie de surface. Cette équipe s'intéresse en particulier à l'intégrité de surface et a développé une expertise reconnue également en usinage [Limido et al., 2007].

Citons également les travaux de Chomienne [Chomienne et al., 2013] conduits par le MATEIS/INSA de Lyon et l'ENISE/université de Lyon sur l'impact de l'usinage et du galetage sur la tenue en fatigue d'un acier 15-5PH. Pour ces procédés différents, cette étude s'est concentrée sur la contribution des contraintes résiduelles et de la rugosité en fatigue.

Le LMT de l'ENS Cachan a été l'un des premiers laboratoire à développer des approches probabilistes de type Weibull pour répondre au dimensionnement de pièces de fonderie dont la tenue en fatigue était dispersée par la présence de défaut [Yaacoub Agha et al., 1998] [Thieulot-Laure et al., 2007a]. Le LMT et le LURPA de l'ENS Cachan ont également réalisé de nombreux travaux sur l'impact de l'usinage sur la tenue en fatigue [Guillemot, 2010], [Souto-Lebel et al., 2011]. Les connaissances pointues du LURPA en usinage et des modèles probabilistes en fatigue du LMT ont aboutis à des travaux innovants sur la prise en compte d'états de surface usinés en fatigue notamment complexes issus d'un usinage via une fraise boule.

L'IRDL/ENSTA Bretagne s'est également intéressé au dimensionnement d'alliages cupro-aluminium issus de fonderie pour des hélices marines [Ezanno et al., 2013] en allant même jusqu'à l'étude de la structure [Ezanno et al., 2015]. L'impact d'un pré-écrouissage

sur la tenue en fatigue des tôles [Munier, 2012] a également été investigué en détails par cette équipe. Leur spécificité est de caractériser le comportement en fatigue de l'éprouvette ou de la structure via des essais d'autoéchauffement plus rapides et moins coûteux. Le développement d'approches probabilistes dans la continuité des travaux du LMT est également un axe fort de leur activité.

Le MATEIS de l'INSA de Lyon a travaillé également sur le comportement en fatigue de matériaux issus de procédés variés. Le MATEIS a entre autre étudié en fatigue des pièces grenillées ayant conservées leur peau de forge [Lorenzino et al., 2018], des alliages de fonderie [Serrano-Munoz et al., 2018] et également issus de fabrication additive [Persenot et al., 2019]. Comme illustré sur la figure 3, l'expertise en tomographie du MATEIS leur permet de caractériser finement l'impact du procédé sur la propagation mais aussi l'amorçage en présence de défaut de surface ou à cœur.

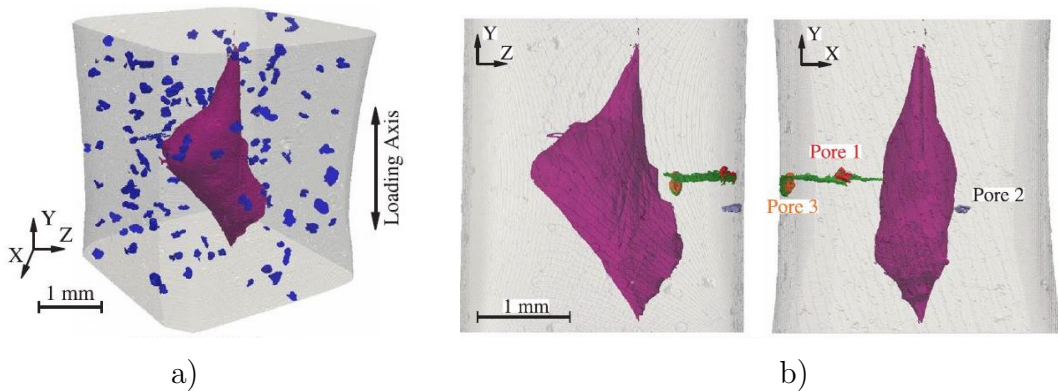


FIGURE 3 – a) Vue 3D issue de tomographie d'un échantillon en alliage de fonderie A357-T6 présentant des défauts naturels en bleu et un défaut artificiel en violet au centre b) vue 3D de l'échantillon après cyclage montrant la présence de 2 fissures amorcées à partir de pores en surface malgré la présence d'un gros défaut à cœur [Serrano-Munoz et al., 2018].

A l'ISAE-ENSMA de Poitiers les études abordant l'impact des procédés sont également nombreuses. L'expertise historique de l'équipe fatigue en propagation et sur la prise en compte des défauts les a amenés à travailler entre autre sur des alliages de fonderie [Nadot et al., 2004] [Rotella et al., 2018] et plus récemment sur des matériaux issus de FA [Domfang Ngnekou et al., 2019]. L'équipe a en particulier développé des critères de dimensionnements basés sur la prise en compte du champ mécanique autour des défauts [Nadot & Billaudeau, 2006]. Citons également certaines de leurs études portant sur la résistance à la fissuration de matériaux issus de différents procédés. Gloanec et al. [Gloanec et al., 2003] ont par exemple comparé les courbes da/dN d'alliage TiAl issus de fonderie et de métallurgie des poudres dont les microstructures sont très différentes.

A l'I2M-ENSAM Bordeaux et au LAMPA-ENSAM Angers, citons les travaux récents de Dehmani et al. [Dehmani et al., 2016] sur l'influence du procédé de poinçonnage sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles de tôles minces ferromagnétiques. Dans ce cadre l'impact défaut de poinçonnage de tôle d'une taille proche de la taille de grain et des contraintes résiduelles en fatigue était au cœur de la problématique. De nombreux travaux ont également été réalisés par ces deux équipes sur l'impact des défauts de fonderie [Le et al., 2016, Le et al., 2018b, El Khouchi et al., 2019] et plus récemment sur des matériaux issus de FA [Andreau et al., 2019b, Vayssette et al., 2018].

Certains laboratoires se sont concentrés sur un ou plusieurs procédé afin d'en étudier l'impact en fatigue. C'est le cas par exemple du LEM-ONERA et de

l'ICD-LASMIS-UTT qui ont développé une expertise en traitement de surface (grenaillage [Morançais et al., 2016], procédé SMAT-surface mechanical attrition treatment [Zhou et al., 2018]). C'est également le cas du MSMP-ENSAM Aix en provence qui s'est également concentré sur certains procédés de traitement de surface (grenaillage [Renaud et al., 2010] ou nitruration [Weil et al., 2018]) et son impact en fatigue. Le projet collaboratif CONDOR comme CONTRaintes DimensiOnnement Relaxation porté par l'IRT M2P (Matériaux, Métallurgie et Procédés) basé à Metz a fédéré un grand nombre d'acteurs industriels (SAFRAN, Groupe PSA, Framatome, AIRBUS Helicopters, Arcelor-Mittal, Mistras) et académiques (ENSAM LEM3 et MSMP, UTT, ONERA) pour développer une chaîne numérique complète allant du procédé de grenaillage à la prédiction de la tenue en fatigue de la pièce illustrée figure 4. Ce projet ambitieux intégrant 5 thèses soutenues par des experts industriels et académiques du domaine illustre bien la complexité d'établir un lien fatigue/procédé.

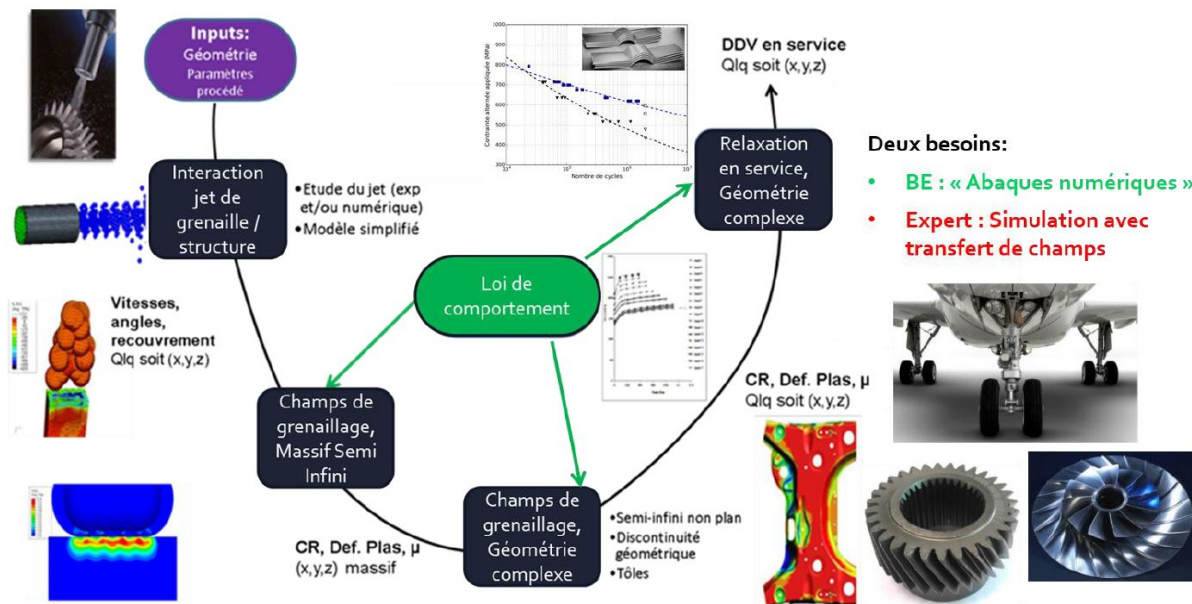


FIGURE 4 – Methodologie numérique du projet CONDOR [Badreddine et al., 2018, Kubler et al., 2018]

D'autres projets ambitieux avec le même objectif de développement d'une chaîne numérique complète pour d'autres procédés ont été réalisés. Citons le projet ANR Optiforge (CEMEF-Mines ParisTech, MATEIS-INSa Lyon, LAMPA-ENSAM Angers, CETIM, Gevelot Extrusion, ASCOMETAL, TRANSVALOR, PSA, SAFE Automotove, SETFORGE) dans lequel j'ai réalisé ma thèse où un critère de fatigue anisotrope a été intégré dans le logiciel Forge [Pessard et al., 2009b]. Le projet ANR DEFISURF (CEMEF-Mines ParisTech, MATEIS-INSa Lyon, LAMPA-ENSAM Angers, CETIM, Gevelot Extrusion, Ateliers des Janves, TRANSVALOR, Metal Improvement Company, Renault) plus longuement abordé dans ce mémoire pour lequel nous nous sommes intéressés à l'impact de l'état de surface des pièces forgées à chaud et à froid sur la tenue en fatigue [Gerin et al., 2015, Gerin et al., 2016d]. Les travaux de Facchinetti et al. [Facchinetti et al., 2009] ont quand à eux permis de développer une chaîne numérique intégrant l'impact de l'emboutissage pour le dimensionnement en fatigue de pièces automobiles. Enfin le projet IDEFFAAR (MATEIS-INSa Lyon, Fonderie MESSIER, HISPANO SUIZA- groupe SAFRAN, AIRBUS, P'ENSMA, Centre Technique Industries Fon-

derie (CTIF)) pour Influence des DEFauts de Fonderie sur la Fatigue des Alliages Aéro-nautiques dont l'objectif était de construire des outils pour évaluer la nocivité des défauts vis-à-vis de la fatigue dans les alliages d'aluminium moulés s'inscrit dans la même veine.

A l'international les équipes travaillant sur la problématique fatigue procédé sont également nombreuses. Parmi elles, citons entre autre, sur des procédés variés : forgés, FA, fonderie... les travaux de Fatemi et al. [McKelvey & Fatemi, 2012, Fatemi et al., 2017] aux États Unis, de Berretta et al. [Beretta et al., 1997] en Italie, de Brochu et al. au Canada, [Ajaja et al., 2020, Klotz et al., 2018] et de Toribio et al. [Toribio et al., 2017] en Espagne et spécialisé dans les matériaux laminés à froid.

Bien que la liste de travaux discutée ne soit pas exhaustive, elle illustre la grande variété et la richesse des activités conduites en France et à l'étranger sur la problématique procédé de fabrication/tenue en fatigue.

Les verrous industriels associés à la problématique de prise en compte de l'effet du procédé en fatigue sont assez proches en fonction des problématiques posées et cherchent à répondre aux questions :

- Quel est le lien entre les paramètres procédés et la tenue en fatigue ?
- Quelle méthode de dimensionnement choisir pour prendre en compte l'impact des paramètres procédé sur la tenue en fatigue ?

L'impact des paramètres procédé sur l'intégrité de surface et le matériau à cœur pouvant être couplés, le lien direct entre tenue en fatigue et paramètres procédés est souvent complexe à établir. Dans les travaux présentés dans ce mémoire, nous séparerons donc les problématiques associées à l'impact des paramètres procédés sur l'intégrité de surface et le matériau à celles portant sur leur impact en fatigue. Concernant les critères de dimensionnement, il existe de nombreuses approches dans la littérature permettant de modéliser les différents mécanismes d'endommagement observés. Ces approches peuvent être classées en deux familles. Soit elles se basent sur la mécanique de la rupture et décrivent le problème de tenue en fatigue comme un problème de propagation de fissure. Ce type d'approche est particulièrement bien adapté aux matériaux possédant des défauts que l'on assimile alors à des fissures pré-existantes. Soit elle consistent à quantifier les sollicitations mécaniques limites à l'origine de la création d'une fissure comme le considère le critère de Dang Van, d'adaptation élastique limite à l'échelle locale. Ces deux types d'approches étant conceptuellement différentes et décrivant des modes d'endommagement très différents, nous ne ferons dans les travaux présentés dans ce document pas de choix préalable d'approche.

Les verrous scientifiques associés aux différents couple procédé/matériaux abordés seront les suivants :

- Quels sont les mécanismes d'endommagement à l'origine de la ruine en fatigue ?
- Quels sont les paramètres d'intégrité de surface et du matériau à cœur qui contrôlent la tenue en fatigue ?
- Quels outils de modélisation du comportement en fatigue choisir pour prédire l'impact de l'intégrité de surface et/ou du matériau à cœur sur la tenue en fatigue ?

Mes travaux de recherche ont pour spécificité de tenter de répondre à ces questions pour différents couple procédé-matériau tout en gardant un lien fort avec le composant final. Cette proximité avec la pièce impose d'étudier des matériaux et états de surface industriels complexes. En comparaison à d'autres travaux de la littérature portant sur des

matériaux "modèles" ou parfaits comme le cuivre pur [Agbessi et al., 2016] ou l'aluminium pur [Bracquart et al., 2018], les matériaux étudiés dans mes travaux ne sont pas nécessairement monophasés et contiennent des hétérogénéités microstructurales (gradients de microstructure, des défauts) qu'il faut considérer. Pour ces matériaux très hétérogènes, les approches macroscopiques en fatigue ne sont en particulier plus applicables et une prise en compte des spécificités du comportement local est alors nécessaire. Caractériser l'effet des gradients de microstructure et d'état de surface ainsi que des chargements représentatifs du composants nécessite parfois le développement d'essais particuliers. Ma contribution dans ce domaine consiste à développer des essais de fatigue originaux à l'interface entre les essais classiques matériaux et ceux conduits sur structure.

Pour chacune des parties de ce mémoire, le plan suivi sera le même et se basera sur la même démarche. Chaque partie sera tout d'abord introduite par une **analyse bibliographique** succincte permettant de situer la problématique posée et les verrous scientifiques associés. Mes travaux se concentrent sur l'aspect comportement mécanique (fatigue) avec une prise en compte des spécificités des matériaux et procédés traités. Afin de ne pas oublier le produit à l'origine des différentes problématiques de dimensionnement industriels posées **un composant industriel** sera systématiquement brièvement présenté. Un soin particulier sera ensuite porté à l'**identification des mécanismes d'endommagement en fatigue** via la réalisation d'essais expérimentaux plus ou moins originaux et variés. L'objectif de ces essais sera en particulier, de bien découpler les paramètres qui contrôlent la tenue en fatigue. Pour chaque couple procédé/matériau abordé, une **modélisation pragmatique basée sur la compréhension des mécanismes** sera proposée afin de prendre en compte efficacement l'impact du procédé sur la tenue en fatigue du composant dimensionné. Des **approches probabilistes** seront dans ce cadre parfois utilisées et/ou développées afin de prendre en compte certains effets particuliers observés (changement de mécanismes, effet d'échelle...).

Le premier chapitre de ce mémoire sera dédié à l'**impact de la microstructure sur la tenue en fatigue de matériau avec et sans défaut**. Le matériau avec défaut étudié sera le 22MnB5 utilisé pour des traverses arrières de véhicule Renault contenant des inclusion d'alumine Al_2O_3 . Sur cette pièce, le gradient de microstructure imposé par le traitement thermique nécessite le développement d'un critère en fatigue multiaxiale capable d'intégrer le type de microstructure en présence et l'impact de défaut. Ces travaux permettront d'introduire la notion de défaut ainsi que les approches probabilistes sur lesquelles se baseront d'autres parties du mémoire. Le matériau sans défaut étudié sera le 27MnCr5 extrudé à froid et utilisé pour des pivots de direction automobile. La déformation plastique imposée par le procédé génère un gradient de microstructure et des contraintes résiduelles dont il faut tenir compte en dimensionnement. Cette partie sera l'occasion de montrer qu'il est désormais possible pour certains procédés d'établir une chaîne de simulation complète procédé-dimensionnement en fatigue efficace.

Le second chapitre de ce mémoire portera sur l'**impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue des pièces aéronautiques usinées en bout**. Dans ce cadre, les gradients de contraintes résiduelles et de microstructure seront négligés et seule la topologie de surface sera considérée. Cette partie permettra de montrer que les approches probabilistes basées sur une loi de Weibull et le critère du maillon le plus faible peuvent également être efficaces pour prendre en compte l'impact de la topologie de surface en fatigue.

Après avoir abordé dans les deux premiers chapitres des problématiques où les paramètres influents en fatigue sont bien identifiés, le troisième chapitre s'intéressera au cas plus complexe du dimensionnement en fatigue des pièces issues de fabrication additive. Après avoir présenté leur spécificité, **l'impact en fatigue de la présence de défauts au sein des pièces FA usinées et brutes sera abordé**. L'objectif de cette partie sera également de faire un bilan des connaissances dans le domaine et de mettre en avant les défis scientifiques qui y sont attachés.

La dernière partie de ce mémoire permettra de conclure sur les travaux réalisés et surtout de présenter les perspectives envisagées dans la continuité de ces travaux.

Chapitre 1

Impact de la microstructure en fatigue : cas du 22MnB5 traité thermiquement avec défauts et du 27MnCr5 extrudé à froid sans défaut

1.1 Introduction/contexte

Les procédés de fabrication par les transformations thermomécaniques qu'ils imposent vont parfois modifier significativement la microstructure du matériau. Afin d'assurer un dimensionnement optimal, il est capital de connaître l'impact de ces modifications sur la tenue en fatigue des matériaux et des composants subissant ces transformations.

Les procédés de fabrication peuvent être classés en deux sous-catégories en fonction de la manière dont ils impactent la microstructure.

Pour les procédés à chaud $T > 0,5 T_{\text{fusion}}$, comme en forgeage à chaud où la restauration et la recristallisation sont importantes, c'est le cycle thermique qui contrôle la microstructure et donc le comportement mécanique final de la pièce. Cela est également valable pour les procédés de soudage ou pour les pièces traitées thermiquement dont la microstructure est également très dépendante de la vitesse de refroidissement imposée.

Pour les procédés à froid $T < 0,5 T_{\text{fusion}}$, les mécanismes athermiques prédominent et l'écrouissage impacte le plus le comportement mécanique final de la pièce.

Dans la littérature, les articles visant à caractériser l'impact d'une modification de la microstructure sur la tenue en fatigue peuvent être classés en fonction de ces deux catégories. La première catégorie de publication propose de modifier la microstructure en appliquant un traitement thermique. La seconde modifie la microstructure en imposant une déformation plastique à froid au matériau via l'utilisation d'une machine d'essai mécanique (en traction ou cisaillement) ou d'un procédé (emboutissage, extrusion, grenaillage).

Les deux paragraphes suivants introduisent les tendances observées sur les aciers pour ces deux types de modifications microstructurales.

1.1.1 Impact de la microstructure modifiée par traitement thermique sur la tenue en fatigue des métaux

De nombreux articles abordent l'impact d'un traitement thermique sur la tenue en fatigue des aciers. Les plus anciens datant des années 50 ont été conduits par Garwood [Garwood et al., 1951]. Le graphique présenté (figure 1.1), issu d'essais réalisés sur des aciers traités contient déjà un grand nombre d'informations. Dans un premier domaine, une évolution linéaire de la limite d'endurance avec la dureté est observée. Ensuite en fonction du matériau considéré et en particulier de son contenu inclusionnaire, un palier et même une chute de la limite d'endurance avec l'augmentation de la dureté apparaissent. L'augmentation élevée de la dureté rend, dans ce domaine, le matériau plus sensible à la présence des défauts. Ces résultats ont ensuite été utilisés comme point de départ des travaux de Murakami visant à caractériser l'impact de la taille des défauts sur la tenue [Murakami & Endo, 1980]. Ces premiers résultats montrent que l'étude de l'impact de la microstructure des aciers sur la tenue en fatigue sera difficilement dissociable de l'étude des défauts.

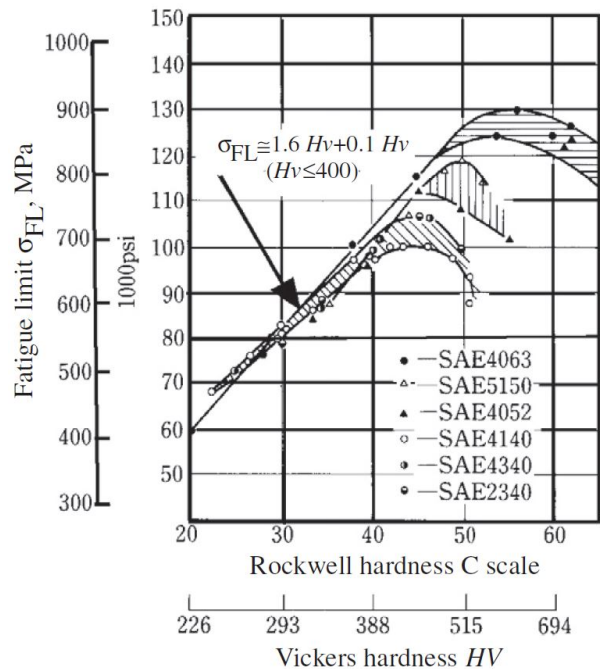


FIGURE 1.1 – Relation entre dureté et tenue en fatigue de différents aciers traités thermiquement sollicités en flexion rotative [Garwood et al., 1951].

Précisons que si la relation dureté/tenue en fatigue semble assez claire pour les aciers, ce type de graphique est plus difficile à esquisser pour d'autres alliages comme par exemple certains alliages de titane [Davari et al., 2017]. Pour l'alliage TA6V, [Davari et al., 2017] montrent que différentes microstructures aux duretés proches peuvent conduire à des caractéristiques monotones et en fatigue assez différentes. Pour l'alliage TA6V, l'amorçage étant généralement localisé au niveau de grains primaire α ou de lamelles α , la taille des lamelles α est parfois préférée à la dureté comme indicateur de la tenue en fatigue [Cao et al., 2018].

1.1.2 Impact de la microstructure modifiée par déformation plastique sur la tenue en fatigue des métaux

La majorité des articles de la littérature qui aborde les aspects prédéformation -fatigue s'intéresse à l'impact d'un écrouissage généré par le chargement sur la tenue en fatigue à faible nombre de cycles. Malgré tout, quelques articles abordent le comportement en fatigue à grand nombre de cycles. L'objectif de ces travaux est alors d'estimer la tenue en fatigue de composants ayant subi une déformation plastique accidentelle ou volontaire (Proof Load). Dans ces travaux, le type de chargement lors de la phase de pré-déformation et de sollicitation en fatigue sont toujours les mêmes. L'effet de la pré-déformation sur la tenue en fatigue dépend alors fortement de l'intensité de la pré-déformation imposée et du matériau testé. Par exemple Froustey et Lataillade [Froustey & Lataillade, 2008] ont montré que deux nuances d'aluminium n'avaient pas du tout la même réponse à l'écrouissage. L'impact du pré-écrouissage imposé en traction (entre 25 et 75 %) , s'avère très dommageable au 2017A-T3 et n'a pas d'impact sur le comportement en fatigue de l'Al 5454-O très ductile.

Les résultats en fatigue de [Munier, 2012] et de [Libertiny et al., 1977] suivent la tendance observée dans d'autres études, où les matériaux avec un rapport R_e/R_m plus faible montrent une plus grande amélioration de la tenue en fatigue après prédéformation. Cette tendance peut être illustrée en comparant les résultats de ces différents auteurs dans le graphique présenté figure 1.2 où la limite en fatigue prédéformée normalisée par la limite en fatigue de référence ($\sigma_{\text{prédef}}^D/\sigma_0^D$) est tracée en fonction du rapport R_e/R_m .

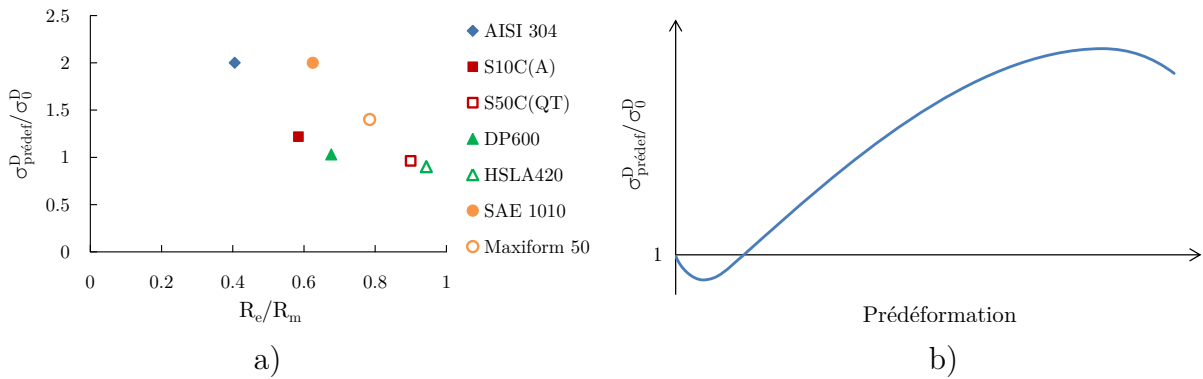


FIGURE 1.2 – a) Limite en fatigue normalisée en fonction du rapport R_e/R_m pour les matériaux étudiés par [Zimmermann et al., 2010, Kang et al., 2007, Munier, 2012, Libertiny et al., 1977]. b) Tendance générale de l'évolution de la limite en fatigue en fonction de l'intensité de la prédéformation.

Les travaux de [Munier, 2012] et de [Libertiny et al., 1977] montrent qu'il y a vraisemblablement deux bornes sur la valeur de la prédéformation : une valeur inférieure et supérieure, entre lesquelles la prédéformation est bénéfique en fatigue, et au-delà desquelles elle est néfaste. Ceci permet de proposer une tendance générale de l'évolution de la tenue en fatigue en fonction de l'intensité de la prédéformation, schématisée en figure 1.2 b). La dureté étant proportionnelle à la prédéformation, l'impact de l'écrouissage semble suivre la même tendance que pour les aciers traités thermiquement présentée en figure 1.1. Les mécanismes ne sont cependant pas les mêmes, la chute de la limite d'endurance n'est

dans le cas des matériaux prédéformés pas due à la présence de défaut initiaux mais d'endommagement apparaissant lors d'une déformation excessive.

1.1.3 Contexte des travaux menés

Les travaux du laboratoire conduits sur la thématique "impact de la microstructure sur la tenue en fatigue" ont été initiés avec la thèse de Huyen Nguyen Thi Thu soutenue en 2008 et intitulée "Effet des hétérogénéités microstructurales sur le comportement en fatigue multiaxiale à grand nombre de cycles, application à l'usinage laser" encadrée par Franck Morel. Dans ces travaux le gradient de microstructure introduit par l'usinage laser était pris en compte dans le dimensionnement en fatigue, comme proposé par Deperrois [Deperrois, 1991], via la largeur de corde à mi-hauteur du pic de diffraction par rayon X. L'aspect défaut y était peu abordé et le cœur des travaux portait sur la modélisation de l'impact de chargements multiaxiaux sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles.

Les développements sur cette thématique ont été poursuivis par une collaboration avec Renault sur le traitement thermique de traverse arrière en 22MnB5. Ces travaux ont été conduits dans le cadre du début de thèse de Benjamin Abrivard (interrompue suite à des problèmes de santé) et deux stages de master : Benjamin Gerin et Foued Abroug qui ont tous les deux poursuivi en thèse sur des thématiques proches. Ensuite, une partie de l'ANR Defisurf portant sur la tenue de composants extrudés à froid a permis à Benjamin Gerin alors en thèse d'aborder l'impact de la microstructure modifiée par déformation plastique sur la tenue en fatigue. Les travaux en cours avec SAFRAN dans le cadre de la thèse de Vincent Argoud sur le dimensionnement en fatigue de pignons cémentés et nitrurés s'inscrivent également dans la poursuite de cette thématique.

Dans la suite de ce chapitre, deux exemples illustrant l'impact de la microstructure sur le comportement en fatigue de deux aciers sont présentés. Le premier est l'acier 22MnB5 dont la microstructure est modifiée par traitement thermique le second est un acier 27MnCr5 dont la microstructure est modifiée par déformation plastique.

1.2 22MnB5 traité thermiquement

1.2.1 Problématique posée

Les traverses arrières de certains véhicules Renault en 22MnB5 étaient il n'y a pas si longtemps (2013) réalisées en deux étapes : emboutissage de la tôle à l'état recuit suivi d'une trempe pour conférer les propriétés mécaniques finales. Précisons que pour cette pièce l'effet de la déformation plastique de quelques % imposé par l'emboutissage est négligeable devant celui de la trempe sur le comportement en fatigue. Une manière de diminuer le temps de la trempe par induction réalisée est de ne traiter que la partie la plus sollicitée mécaniquement en fatigue. La figure 1.3 montre que le chargement de ce composant est effectivement concentré sur une zone de taille limitée sur laquelle pourrait se concentrer le traitement thermique. Les travaux préliminaires ayant montré que les inclusions d'Alumine Al_2O_3 du 22MnB5 pouvaient devenir critiques après trempe du matériau, l'objectif ici est donc de caractériser à la fois l'impact de la microstructure et des défauts sur la tenue en fatigue dans un cadre multiaxiale [Pessard et al., 2014a]. L'une des difficultés expérimentale supplémentaire de ces travaux est de caractériser en fatigue le comportement en cisaillement de ce matériau fourni sous forme de tôle.

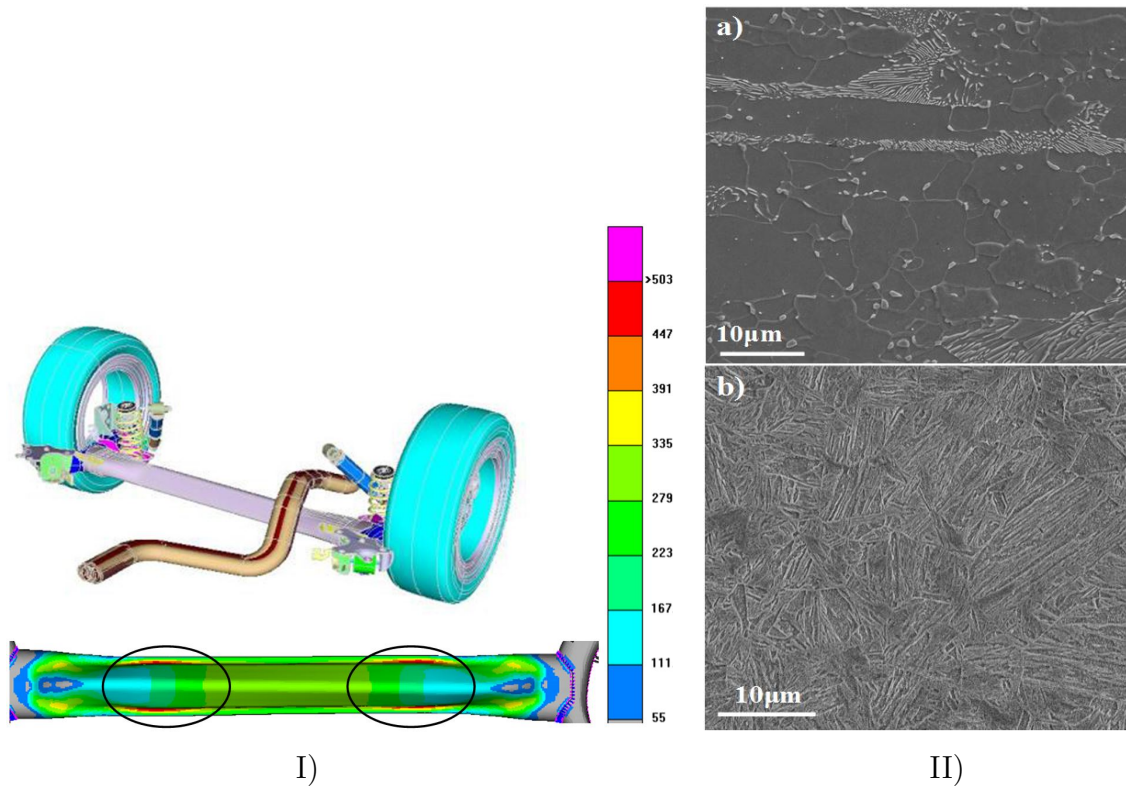


FIGURE 1.3 – I) Traverse arrière et contrainte équivalente de von Mises lors d'un chargement en torsion (issu d'un calcul en élasticité), II) Microstructure du 22MnB5 avant a) et après traitement b).

A l'état recuit la microstructure du 22MnB5 est ferrito-perlitique (180Hv20), après trempe celle-ci devient martensitique (600Hv20) (voir figure 1.3 b)). La spécificité du 22MnB5, également connu sous le nom commercial Usibor 1500 d'Arcelor Mittal, est d'être riche en bore et donc d'avoir une très bonne trempabilité.

L'objectif industriel de ces travaux est de développer une approche globale capable de prendre en compte l'impact du traitement thermique, c'est à dire de l'hétérogénéité de la microstructure du composant et du mode de sollicitation complexe sur la tenue en fatigue. Le matériau étudié possédant des défauts (alumine Al_2O_3) la problématique scientifique qui en découle est de caractériser, comprendre et modéliser l'impact de la microstructure sur la sensibilité au défaut du matériau et ce dans un cadre multiaxiale.

1.2.2 Caractérisation du comportement en fatigue

Les sollicitations complexes vues par le composant sont une combinaison de flexion et de torsion dont l'amplitude et le déphasage sont variables. Pour ces développements, des essais sous chargements plus simples de traction-compression et de cisaillement ont été conduits. Un montage particulier, basé sur les travaux de Galtier et Weber [Galtier & Weber, 2005] a été développé. Il permet à partir d'une machine uniaxiale standard d'imposer une contrainte de cisaillement sur une tôle via l'utilisation d'un montage et une géométrie d'éprouvette particulière (figure 1.4).

La tenue en fatigue à 10^6 cycles a été caractérisée pour des chargements purement alternés ($R=-1$) à 20Hz, en utilisant la méthode Locati avec des paliers de 10^6 cycles. Les

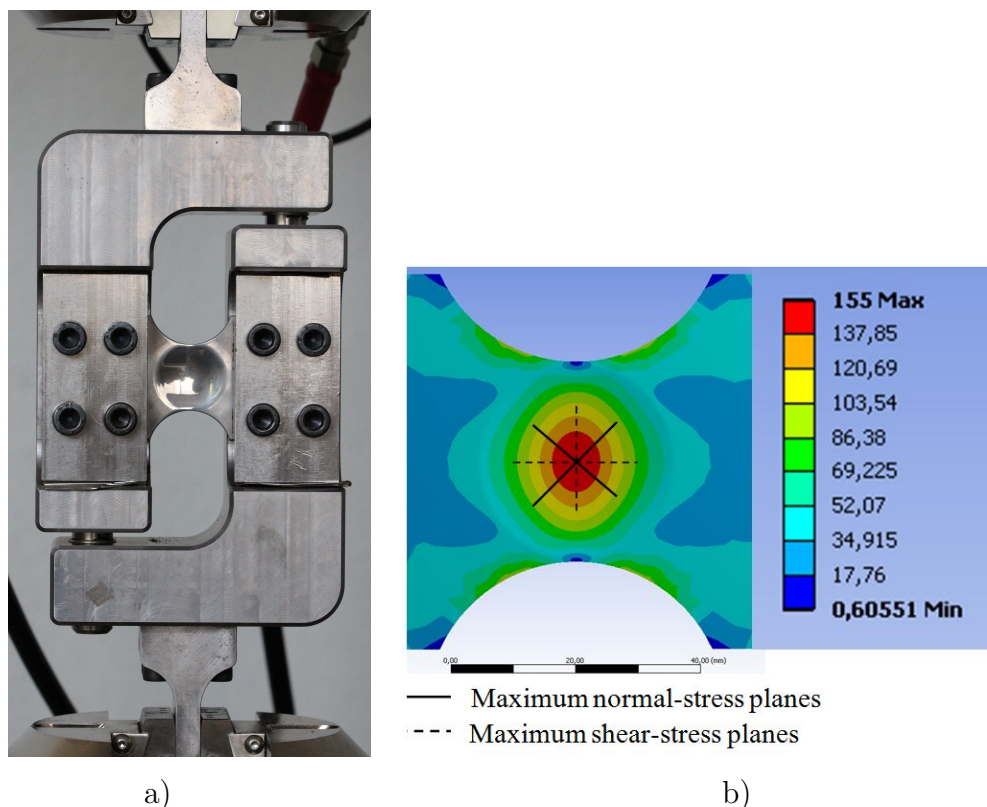


FIGURE 1.4 – Essai de cisaillement a) Montage b) Contrainte de Von-Mises issue d’une simulation éléments finis en élasticité.

résultats des essais de fatigue conduits sur des éprouvettes contenant des défauts artificiels en surface introduits par électro-érosion sur le 22MnB5 avant et après traitement sont synthétisés dans un diagramme de Kitagawa-Takahashi (figure 1.4). Curieusement, d’après ces résultats la taille de défaut critique semble être indépendante de la microstructure et de la sollicitation imposée et être de l’ordre de $100 \pm 50 \mu m$. Le rapport entre la tenue en torsion et traction exprimée en amplitude de contrainte est fortement modifiée par le traitement thermique et s’approche de 1 pour le lot traité.

Concernant, les mécanismes d’endommagement, pour tous les essais conduits en traction-compression sur matériau traité ou non, un défaut naturel (alumine Al_2O_3) ou artificiel est à l’origine de l’amorçage. Sans défaut artificiel, l’amorçage en traction-compression est localisé à partir d’une inclusion d’alumine en surface et parfois déchaussée (figure 1.6). Pour le matériau non traité, ces inclusions sont systématiquement situées en surface alors que sur matériau traité il arrive parfois que ces inclusions soient situées en sous couche.

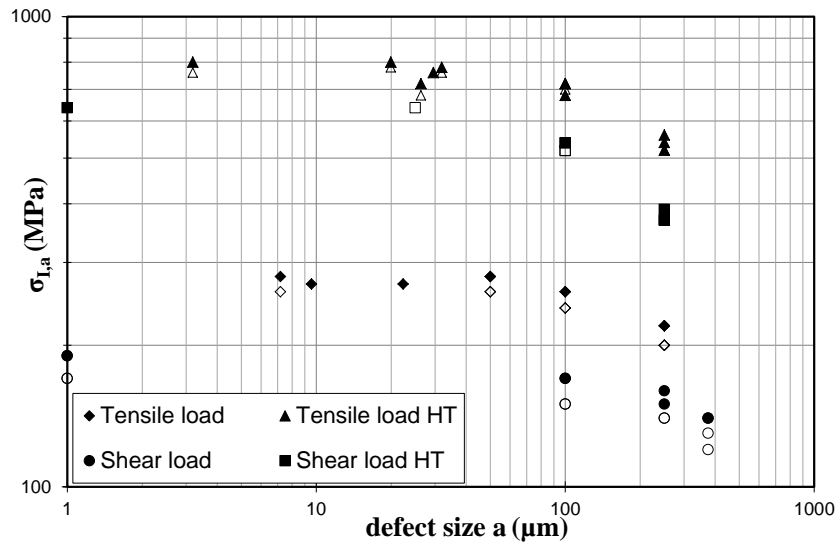


FIGURE 1.5 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi du 22MnB5 à l'état recuit et après traitement thermique (noté HT : Heat Treated), en cisaillement et traction purement alternés, les défauts de taille inférieure à 50µm sont des défauts naturels, les symboles pleins représentent les éprouvettes rompues et les vides les paliers sans rupture lors de l'essai Locati.

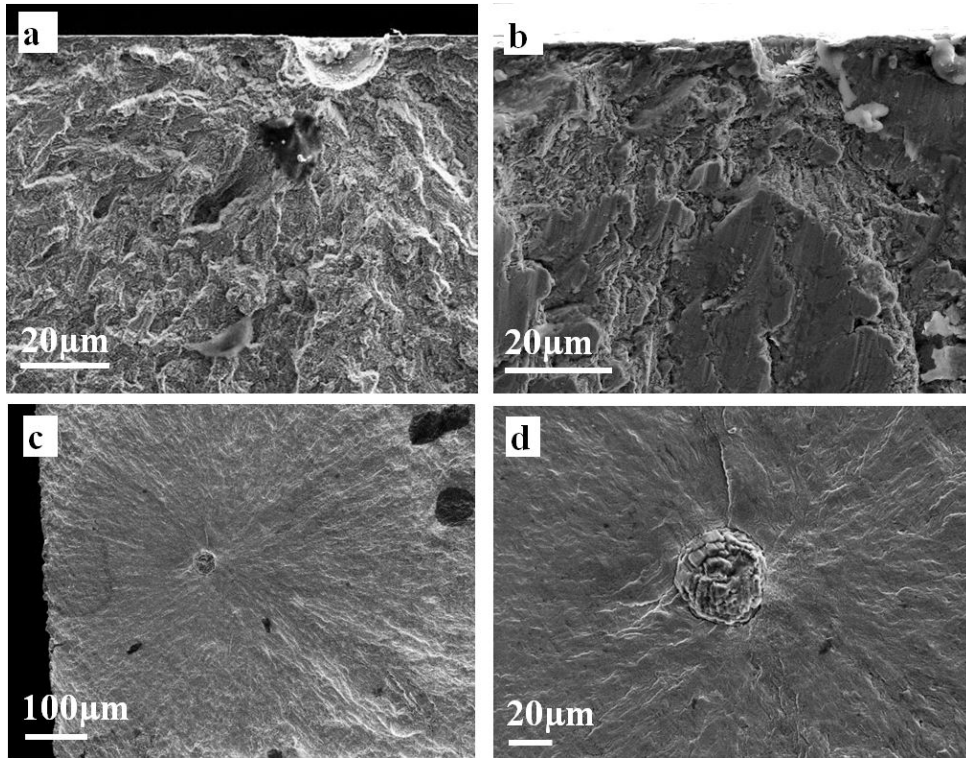


FIGURE 1.6 – Faciès de rupture en traction-compression sur matériau non traité a) et b) et traité c) et d) amorçage en sous couche.

En cisaillement, si le défaut artificiel est d'une taille inférieure à $100\mu\text{m}$ l'amorçage est localisé dans la matrice et les fissures en surface sont orientées dans le plan de cisaillement maximal. Aucune inclusion n'est alors observée que ce soit en surface ou sur les faciès de rupture. Dans le cas particulier du matériau non traité contenant un défaut artificiel de $100\mu\text{m}$, 2 types de mécanismes peuvent être observés simultanément :

- Certaines fissures s'amorcent au sein de la matrice dans le plan de cisaillement maximal (à 0 et 90°).
- Quatre fissures s'amorcent à 45° , à partir du défaut artificiel dans le plan de contrainte normale maximale.

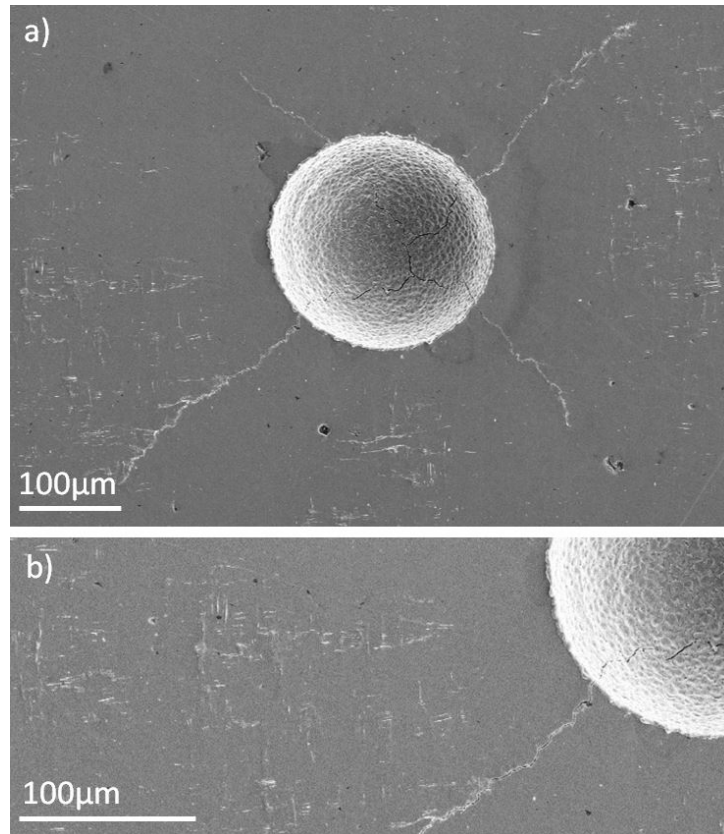


FIGURE 1.7 – Observation de la surface lors de l'essai de cisaillement montrant la coexistence de 2 types de mécanismes a) amorçage à partir du défaut artificiel dans le plan de contrainte normale maximale, b) fissures s'amorçant à partir de la matrice à partir de bandes de cisaillement parallèles au plan de cisaillement maximum.

1.2.3 Modélisation probabiliste pour la prise en compte de la compétition entre différents mécanismes en fatigue à grand nombre cycles

Les essais de fatigue conduits ayant montré que deux mécanismes étaient susceptibles d'opérer simultanément sur notre matériau, un cadre probabiliste permettant de prendre en compte cette spécificité de comportement est présentée dans cette partie. Après avoir estimé la probabilité d'amorçage d'une fissure au sein de la microstructure, puis la probabilité de propagation d'une fissure à partir d'un défaut préexistant, l'hypothèse du maillon

le plus faible [Freudenthal, 1968] est utilisée pour estimer la probabilité de survie totale issue de la coexistence de deux mécanismes d'endommagement différents.

1.2.3.1 Probabilité d'amorçage d'une fissure au sein de la microstructure

La majorité des critères en fatigue sont basés sur l'estimation d'une *quantité mécanique équivalente* (i.e contrainte, déformation, énergie etc...) qui est comparée à un *seuil*. Pour prédire l'amorçage à partir de la microstructure du matériau, cette quantité est définie à l'échelle locale (typiquement du grain pour les poly-cristaux). La condition d'amorçage est ici exprimée en contrainte comme dans de nombreux critères en fatigue à grand nombre de cycles. La condition d'amorçage est donc définie par :

$$\sigma_{eq} < \sigma_{th} \quad (1.1)$$

Pour rendre compte du caractère stochastique de la tenue en fatigue à l'échelle locale, entre deux grains par exemple, une loi de Weibull [Weibull, 1951] est utilisée comme fonction de distribution du seuil d'amorçage (equation 1.2). L'intérêt d'utiliser la loi de Weibull est qu'elle permet de écrire efficacement les queues de distribution tout en permettant d'obtenir une expression analytique simple lorsqu'on la couple avec l'hypothèse du maillon le plus faible.

$$f_{01}(\sigma_{th}) = \frac{m_1}{\sigma_{th01}} \left(\frac{\sigma_{th}}{\sigma_{th01}} \right)^{m_1-1} \exp \left\{ - \left(\frac{\sigma_{th}}{\sigma_{th01}} \right)^{m_1} \right\} \quad (1.2)$$

Où σ_{th01} est le paramètre d'échelle et m_1 le paramètre de forme (également appelé exposant de Weibull) utilisé pour refléter la dispersion du seuil à l'échelle locale. La probabilité d'amorçage d'une microfissure dans un grain peut alors s'écrire comme la probabilité de rencontrer un grain dont le seuil d'amorçage σ_{th} est inférieur à la contrainte équivalente appliquée σ_{eq} . Cette condition s'écrit sous la forme :

$$P_{F_{01}} = (\sigma_{th} < \sigma_{eq}) = \int_0^{\sigma_{eq}} f_{01}(\sigma_{th}) d\sigma_{th} \quad (1.3)$$

Pour calculer la probabilité de rupture de toute la structure, l'hypothèse du maillon le plus faible est utilisée [Freudenthal, 1968]. La probabilité de survie de la structure $(1 - P_{F_1})$ est calculée via le produit des probabilités de survie de chaque volume ou surface élémentaire. Dans cet exemple, nous supposons que l'amorçage de la fissure est principalement un phénomène de surface et donc que la quantité S_{01} correspond à la surface d'un unique grain et $S_{\Omega 1}$ est la surface totale de la structure ou de l'éprouvette. La probabilité de survie de la structure complète peut alors s'écrire sous la forme :

$$1 - P_{F_1} = \prod_{S_{\Omega 1}} (1 - P_{F_{01}}(M)) \quad (1.4)$$

Ce qui permet d'écrire :

$$P_{F_1} = 1 - \exp \left[- \frac{1}{S_{01}} \int_{S_{\Omega 1}} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{th01}} \right)^{m_1} dS \right] \quad (1.5)$$

Pour une contrainte uniforme, cette expression peut être simplifiée par :

$$P_{F_1} = 1 - \exp \left[- \frac{S_{\Omega 1}}{S_{01}} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{th01}} \right)^{m_1} \right] \quad (1.6)$$

1.2.3.2 Probabilité de propagation d'une fissure à partir d'un défaut pré-existant

Cette partie a pour objectif de modéliser le second mécanisme observé sur le 22MnB5 et donc la probabilité qu'une fissure se propage. Pour des raisons de simplicité, la mécanique linéaire de la rupture est ici utilisée et les défauts naturels ou artificiels sont considérés comme des fissures pré-existantes. Gardons en tête que tout autre critère pourrait être utilisé dans ce cadre probabiliste (mécanique non linéaire de la rupture, énergie élastique de cisaillement [Thieulot-Laure et al., 2007b], critère de Murakami [Murakami & Usuki, 1989]).

La mécanique linéaire de la rupture considère qu'une fissure ne se propage pas si le facteur d'intensité de contrainte ΔK reste inférieur au seuil de propagation de fissure ΔK_{th} , ce qui s'écrit sous la condition :

$$\Delta K < \Delta K_{th} \quad (1.7)$$

Comme précédemment le caractère stochastique du seuil de propagation est modélisé via une distribution de Weibull pour laquelle la fonction de répartition est définie par :

$$f_{02}(\Delta K_{th}) = \frac{m_2}{\Delta K_{th02}} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2-1} \exp - \left\{ \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \right\} \quad (1.8)$$

Dans ce cas, le facteur de forme m_2 contrôle la dispersion et ΔK_{th02} est le facteur d'échelle associé à ce deuxième mécanisme. La probabilité qu'une fissure se propage correspond à la probabilité que le seuil de propagation de fissure ΔK_{th} soit inférieur au facteur d'intensité de contrainte ΔK .

$$P_{F02} = (\Delta K_{th} < \Delta K) = \int_0^{\Delta K} f_{02}(\Delta K_{th}) d\Delta K_{th} \quad (1.9)$$

Comme précédemment, en supposant que la fatigue est principalement un phénomène de surface, la quantité S_{02} correspond à la surface élémentaire englobant une fissure et S_{02} la surface totale de la structure. La probabilité de rupture de l'ensemble de la structure peut exprimer par :

$$P_{F2} = 1 - \exp \left[- \frac{S_{02}}{S_{02}} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \right] \quad (1.10)$$

1.2.3.3 Probabilité de survie intégrant la compétition entre deux mécanismes

Finalement, la probabilité de survie du composant soumis aux deux mécanismes d'endommagement possibles peut être exprimée en utilisant une nouvelle fois l'hypothèse du maillon le plus faible et en supposant que ces deux mécanismes sont indépendants. La probabilité de survie via cette hypothèse est égale au produit des deux probabilités de survie issues de chacun des mécanismes :

$$1 - P_F = (1 - P_{F1})(1 - P_{F2}) \quad (1.11)$$

Pour un champ de contrainte uniforme, la probabilité totale de rupture de la structure peut être exprimée sous la forme :

$$P_F = 1 - \exp \left\{ - \left[\frac{S_{01}}{S_{01}} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{th01}} \right)^{m_1} + \frac{S_{02}}{S_{02}} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{th02}} \right)^{m_2} \right] \right\} \quad (1.12)$$

Comme le montre l'équation 1.12, l'équation obtenue est simplement une loi de Weibull bimodale. Celle-ci prend explicitement en compte l'effet d'échelle via les termes $S_{\Omega 1}/S_{01}$ et $S_{\Omega 2}/S_{02}$. Dans certains cas, notamment lors du dépouillement d'essais obtenus à partir d'éprouvette de même géométrie, l'effet d'échelle peut être négligé. Dans ce cas l'équation 1.12 peut être simplifiée par :

$$P_F = 1 - \exp \left\{ - \left[\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma'_{th01}} \right)^{m_1} + \left(\frac{\Delta K}{\Delta K'_{th02}} \right)^{m_2} \right] \right\} \quad (1.13)$$

où

$$\sigma'_{th01} = \sigma_{th01} \left(\frac{S_{01}}{S_{\Omega 1}} \right)^{1/m_1} \quad \text{et} \quad \Delta K'_{th02} = \Delta K_{th02} \left(\frac{S_{02}}{S_{\Omega 2}} \right)^{1/m_2} \quad (1.14)$$

Afin d'illustrer le potentiel de cette approche et simplifier au maximum son écriture, les deux critères les plus simples en fatigue uniaxial sont dans un premier temps utilisés. Pour la partie amorçage microstructure, l'amplitude de la contrainte principale est considérée. Pour la partie défaut, seul le mode d'ouverture (mode I) est considéré. Ces deux critères se définissent par les équations suivantes :

$$\sigma_{eq} = \sigma_{I,a} \geq s_{-1} \quad \text{et} \quad \Delta K = Y 2 \sigma_{I,a} \sqrt{\pi a} \geq \Delta K_{th} \quad (1.15)$$

Où Y est le facteur de forme de la fissure et a sa taille.

Avec l'objectif de toujours simplifier l'écriture, les dispersions associées à chacun des mécanismes sont supposées ici égales. Les exposants des lois de Weibull sont donc considérés identiques ($m = m_1 = m_2$). En injectant les expressions de chacun des critères définis par l'équation 1.15 dans l'équation 1.13 l'expression suivante de la limite d'endurance en fonction de la probabilité de rupture et de la longueur de fissure peut être obtenue :

$$\sigma_{I,a}(P_F, a) = \left[\frac{\ln \left(\frac{1}{1 - P_F} \right)}{\left(\frac{1}{\sigma'_{th01}} \right)^m + \left(\frac{Y 2 \sqrt{\pi a}}{\Delta K'_{th02}} \right)^m} \right]^{\frac{1}{m}} \quad (1.16)$$

Pour une probabilité de rupture donnée, par exemple si $P_F = 0.5$ l'équation devient :

$$\sigma_{I,a}(P_F = 0.5, a) = \left[\frac{\ln(2)}{\left(\frac{1}{\sigma'_{th01}} \right)^m + \left(\frac{Y 2 \sqrt{\pi a}}{\Delta K'_{th02}} \right)^m} \right]^{\frac{1}{m}} \quad (1.17)$$

L'équation 1.16, tracée en fonction de la taille de fissure a , pour une probabilité de rupture donnée, permet d'obtenir un diagramme de Kitagawa-Takahashi probabiliste. Cette approche dont les prédictions sont illustrées dans le diagramme de la figure 1.8 peut être utilisée pour prédire la limite d'endurance d'un matériau avec ou sans fissure. Ce diagramme peut être divisé en 3 zones :

- Zone 1 : Quand la fissure initiale est petite, la limite d'endurance est gouvernée par le mécanisme d'amorçage. Le terme $\left(\frac{Y 2 \sqrt{\pi a}}{\Delta K'_{th02}} \right)^m$ au dénominateur de l'équation 1.16 qui représente le mécanisme 2 est négligeable face au terme $\left(\frac{1}{\sigma'_{th01}} \right)^m$ qui décrit le premier mécanisme.

- Zone 2 : Zone de transition où $\left(\frac{Y2\sqrt{\pi a}}{\Delta K'_{th02}}\right)^m \approx \left(\frac{1}{\sigma'_{th01}}\right)^m$. Cela implique que les deux mécanismes sont actifs.
- Zone 3 : Quand la fissure est longue $\left(\frac{Y2\sqrt{\pi a}}{\Delta K'_{th02}}\right)^m \gg \left(\frac{1}{\sigma'_{th01}}\right)^m$. Cela implique que le second mécanisme est dominant.

Il est important de préciser que même si la mécanique linéaire de la rupture est utilisée pour générer le diagramme de Kitagawa-Takahashi, le problème de fissure courte est intrinsèquement pris en compte par le cadre probabiliste, qui combine deux mécanismes d'endommagement en fatigue. Quand la fissure devient courte, la plasticité cyclique (mécanisme 1) devient dominante et la contribution de la mécanique linéaire de la rupture devient négligeable. Avec cette approche, il est possible d'obtenir un diagramme de Kitagawa-Takahashi à différentes probabilités de rupture. La forme de la zone de transition dépend beaucoup du paramètre de forme m . Quand la dispersion devient négligeable (si m tend vers l'infini), il n'y a plus de zone de transition, le diagramme devient équivalent au diagramme de Kitagawa-Takahashi d'origine avec uniquement deux lignes. Si les exposants des deux fonctions de distribution sont égaux et valent 2, ($m = m_1 = m_2 = 2$) ce critère est alors confondu avec le critère d'El Haddad [El Haddad et al., 1980].

Précisons que l'identification des grandeurs locales (seuil d'amorçage à l'échelle du grain σ'_{th01} et exposant associé m_1 ainsi que le seuil de propagation à l'échelle du Volume Élémentaire Représentatif $\Delta K'_{th02}$ et exposant associé m_2) est indirecte et passe par la caractérisation de la limite d'endurance et de son écart type à l'échelle de l'éprouvette.

En absence de défaut ou lorsque les défauts sont trop petits pour être nocifs (domaine de gauche sur le diagramme), l'amorçage trouve son origine à partir du grain le moins résistant. C'est en particulier le cas pour de nombreux alliages utilisés dans l'aéronautique pour lesquels les défauts sont petits et l'amorçage assisté par l'environnement. La variabilité de la tenue des grains constituant un poly-cristal peut s'expliquer par les différences de tailles de grains et d'orientations cristallographiques associées. Il est important de préciser que pour certains matériaux sans défaut nocif, la dispersion de la tenue en fatigue peut être malgré tout élevée. Citons par exemple les travaux de [Susmel & Petrone, 2003] qui observe une grande dispersion de la tenue en fatigue d'un alliage Al 6082 T6 sans défaut dont la tenue est pilotée par la microplasticité. Des travaux conduits sur l'acier Metasco MC (25MnCrSiVB6) laminé anisotrope montrent également une dispersion en fatigue significative lorsque les échantillons sont prélevés dans le sens de laminage (à 0°) et que la microstructure gouverne la tenue. Pour ce matériau, lorsque les éprouvettes sont prélevées à 90° du sens de laminage et que les inclusions allongées (de largeur peu dispersée) contrôlent la tenue, la dispersion est plus faible qu'à 0° [Pessard et al., 2010].

Pour la partie défaut de notre exemple, étant donné que les expériences utilisées pour identifier le modèle ont été conduites sur des éprouvettes avec un unique défaut artificiel, il a été choisi de faire porter la dispersion au seuil de propagation de fissure local $\Delta K'_{th02}$. Etant donné le coût et le temps nécessaire à l'identification du seuil de propagation ΔK_{th} , peu de travaux se sont intéressés à sa dispersion. Citons malgré tout les travaux de Virkler de 1978 [Virkler et al., 1978] plus récemment repris par Molent [Molent & Jones, 2016]. Virkler a minutieusement préparé 68 éprouvettes identiques de 2,54mm d'épaisseur en aluminium 2024-T3 entaillées au centre. Après avoir méticuleusement fait amorcer puis propager une fissure de longueur ($2a$) de 18mm, Virkler a suivi

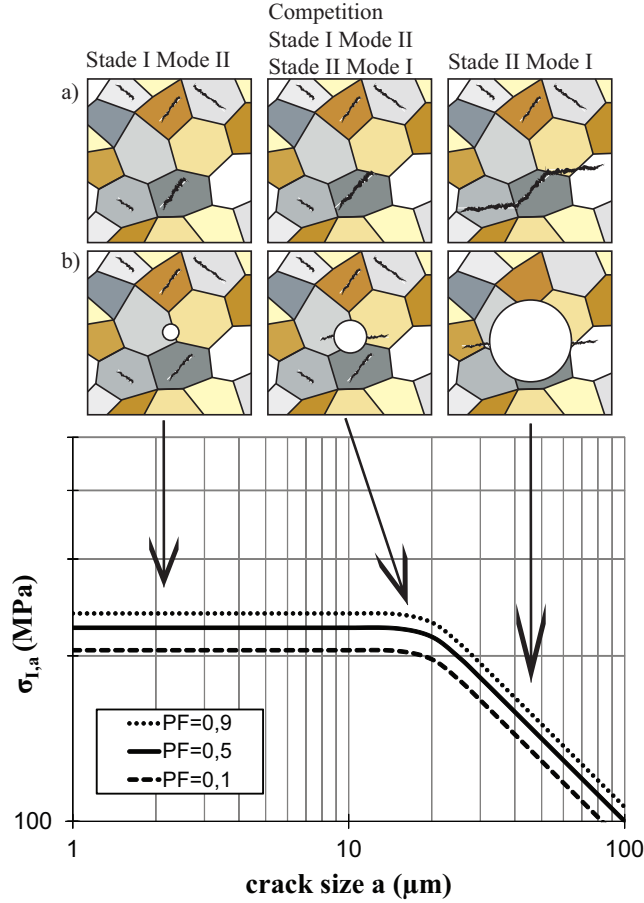


FIGURE 1.8 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi, tracé à partir de l'équation 1.16 pour différentes probabilités de rupture illustrant les différents mécanismes d'endommagement a) sans b) avec un défaut initial. En traction-compression purement alternée ($m = 20$, $\sigma'_{th01} = 234 MPa$, $Y = 2/\pi$, $\Delta K'_{th02} = 2.3 MPa.m^{1/2}$).

la propagation de la fissure pour un chargement à amplitude de contrainte constante. Les résultats de Virkler ont été utilisés dans de nombreux travaux visant à proposer des modèles de propagation d'incertitudes capables d'analyser la variabilité des résultats obtenus et d'en estimer l'impact sur les courbes de dimensionnement (Wöhler) qui en découlent. Parmi ces travaux, Molent montre qu'en utilisant la loi de propagation définie par l'équation de NASGRO et en faisant porter l'incertitude uniquement sur le seuil de propagation de fissure, il est possible de retrouver l'ensemble des courbes obtenues par Virkler. Dans cette étude [Virkler et al., 1978], Virkler montre qu'une variation du seuil de propagation sur une étendue allant de 2,9 à 4,2 $MPa.m^{1/2}$ permet d'obtenir une bonne corrélation entre les prédictions du modèle de NASGRO et les résultats expérimentaux. Molent conduit la même analyse et obtient les mêmes conclusions sur d'autres données notamment sur l'aluminium 2024-T3 [Wu & Ni, 2007] mais aussi sur l'aluminium AA7050-T7451 [Huynh et al., 2008]. D'après ces travaux, dont les conclusions dépendent de la loi de propagation choisie, la dispersion du seuil de propagation de fissure est le paramètre matériau permettant d'expliquer la dispersion de la durée de vie des essais réalisés.

Dans le cas d'un matériau composé d'une distribution de défaut de tailles variées, faire porter la dispersion de la tenue au seuil de propagation de fissure peut être discutable

car la taille des défauts est bien souvent le paramètre du premier ordre qui contrôle la tenue. Dans ce cas, le critère proposé peut tout à fait être écrit en considérant un seuil de propagation de fissure déterministe et un facteur d'intensité de contrainte défini par une loi de Weibull. Cette dernière peut être estimée à partir de la distribution de la taille des défauts et ce en supposant une expression reliant le facteur d'intensité de contrainte et le paramètre de taille de défaut retenu. Ce type d'approche visant à établir le lien entre la dispersion de la taille des défauts et de la tenue en fatigue n'est pas nouveau et a été abordé dans d'autres travaux [Hild et al., 1996, Thieulot-Laure et al., 2007b].

Le modèle probabiliste présenté dans cette partie s'inscrit dans la continuité des travaux initiés par Hild et Billardon dans les années 90 [Hild et al., 1996] étendus à des chargements multiaxiaux par Morel, Flacelière et Huyen [Flacelière & Morel, 2004, Morel & Huyen, 2008]. C'est également sur ces principes que repose l'approche développée dans mes travaux de thèse [Pessard et al., 2011a] visant à modéliser le comportement anisotrope en fatigue d'un acier laminé riche en soufre (Metasco MC : 25MnCrSiVB6). Dans ce cadre, la compétition entre deux mécanismes (amorçage à partir d'inclusions de MnS allongées et de la microstructure) était également importante à considérer car à l'origine de l'anisotropie en fatigue observée. Depuis, cette approche a été utilisée pour modéliser le comportement anisotrope en fatigue d'autres aciers laminés [Pessard et al., 2012]. Nous avons ensuite simplifié l'écriture de ce modèle afin de proposer un cadre probabiliste pouvant intégrer plus facilement différents critères. Nous en avons profité pour confronter les prédictions avec des données de la littérature en fatigue multiaxiale avec défauts [Pessard et al., 2013a]. Ce cadre, permettant de considérer plusieurs mécanismes a depuis pu être utilisé pour modéliser le comportement d'alliage d'aluminium de fonderie dont les mécanismes d'endommagement dépendent de la population de micro-retassures et du type de chargement imposé [Koutiri et al., 2013], [Le et al., 2014].

1.2.4 Application au 22MnB5

Dans le cas du comportement en fatigue du 22MnB5, l'analyse étant conduite dans un cadre multiaxial, le critère de Papadopoulos [Papadopoulos, 1993] est retenu pour la partie amorçage matrice. Cette approche est basée sur l'hypothèse d'adaptation élastique à l'échelle mésoscopique. Elle considère que l'amorçage est due à un phénomène de plasticité locale dans un grain isolé et/ou mal orienté. Le critère de Papadopoulos s'exprime sous la forme :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\langle T_a^2 \rangle} + k' \sigma_{H,max} \geq \sigma'_{th} \quad (1.18)$$

Pour prendre en compte l'impact du traitement thermique sur le seuil d'amorçage au sein de la matrice, le seuil du critère de Papadopoulos identifié à partir des essais de cisaillement est supposé être proportionnel à la dureté.

$$\sigma'_{th01} \Gamma \left(1 + \frac{1}{m} \right) = \alpha H v + \beta \quad (1.19)$$

Où $\Gamma(t) = \int_0^\infty x^{t-1} e^{-x} dx$ est la fonction gamma [Abramowitz, 1965].

En supposant que l'évolution de la limite en traction en fonction de la dureté est également linéaire [Garwood et al., 1951], l'expression suivante issue des résultats expérimentaux, de la sensibilité du critère de Papadopoulos à la contrainte hydrostatique k' peut être obtenue [Pessard et al., 2010].

$$k' = \frac{3(1.12Hv - 30)}{(1.1Hv + 70)} - \frac{3}{2} \quad (1.20)$$

Cette expression particulière de la sensibilité à la contrainte hydrostatique permet de prendre en compte l'évolution du ratio σ_w/τ_w en fonction de la dureté observée expérimentalement .

Concernant le second mécanisme (i.e : propagation de fissure à partir des défauts), pour la traction purement alternée, si l'effet de fermeture est négligé et si la fissure est supposée se propager en Mode I à partir d'une fissure semi-elliptique, en se basant sur la mécanique linéaire de la rupture, Murakami [Murakami, 2002] propose d'approximer le facteur d'intensité de contrainte en mode I par :

$$K_I \approx 0.65\sigma_I\sqrt{\pi\sqrt{area}} \quad \rightarrow \quad \Delta K = 1,45\sigma_{I,a}\sqrt{\pi a} \quad (1.21)$$

Pour un chargement de cisaillement, et en supposant un facteur de forme de $F = 0.84$, la relation devient :

$$K_I \approx F\tau_I\sqrt{\pi\sqrt{area}} \quad \rightarrow \quad \Delta K = 1,88\sigma_{I,a}\sqrt{\pi a} \quad (1.22)$$

Il est supposé ici que le facteur d'échelle de la distribution de Weibull définissant le seuil de propagation de fissure, comme le propose Murakami [Murakami, 2002], dépende linéairement de la dureté, ce qui s'écrit :

$$\Delta K'_{th02}\Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right) = \eta Hv + \delta \quad (1.23)$$

Après identification à partir des résultats expérimentaux : $\eta = 0.027$ et $\delta = -3.57MPa\sqrt{m}$. Pour des raisons de simplicité et aussi par manque de données sur les fonctions de distribution de chacun des seuils, les exposants de Weibull associés à chacun des mécanismes sont supposés égaux ($m = m_1 = m_2 = 25$). En remplaçant les équations 1.18 et 1.22 dans l'équation 1.13 il est possible de tracer l'évolution de la limite d'endurance en fonction du type de chargement et du traitement imposé (avec ou sans TTH, figure 1.9 a)) mais aussi en fonction de la dureté pour un chargement donné (figure 1.9 b)). Ce type de prédiction peut être très utile pour le dimensionnement de pièces traitées thermiquement. Dans ces travaux, uniquement les prédictions en traction et en cisaillement purement alternée ont été présentées. L'approche est malgré tout généralisable à d'autres chargements comme la traction-torsion combinée via l'utilisation d'une expression du facteur d'intensité de contrainte adaptée [Pessard et al., 2013a].

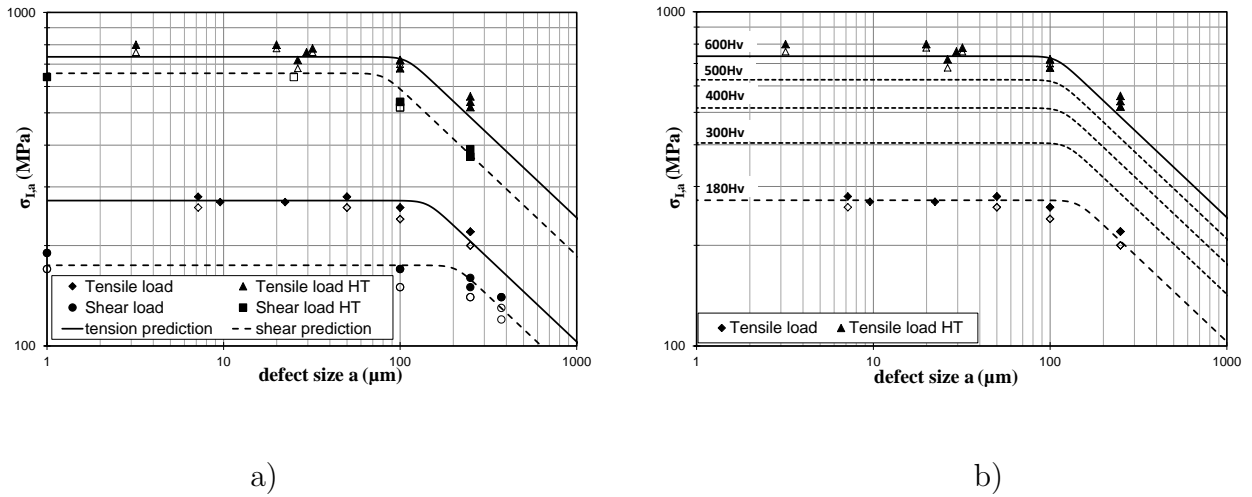


FIGURE 1.9 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi du 22MnB5, confrontation des prédiction du modèle avec les données expérimentales a) pour différents type de chargement b) en traction pour différents niveaux de dureté.

1.2.5 Prédictions pour une large gamme de dureté

Le critère présenté dans la section précédente est basé sur le critère de Murakami [Murakami, 2002] qui permet de prendre en compte l'effet de la dureté et de la taille du défaut sur le seuil de propagation de fissure. Il a été montré dans la littérature [Pang et al., 2013, Chapetti, 2011, Kondo et al., 2003, McEvily et al., 2003] que le critère de Murakami est approprié pour des petits défauts et lorsque le seuil de propagation augmente avec la taille de fissure et la dureté. Pour des fissures longues ou des matériaux avec un haut niveau de dureté, le problème est différent et le seuil de propagation de fissure tend à chûter avec une augmentation de la dureté en fatigue à grand nombre de cycles [Garwood et al., 1951]. Chapetti [Chapetti, 2011] a proposé une nouvelle expression du seuil de propagation de fissure mieux adaptée aux aciers à haute résistance mécanique dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. En se basant sur de nombreux résultats de la littérature, Chapetti propose de définir le seuil de propagation de fissure via l'expression suivante.

$$\Delta K_{th} = \text{Min} \left(4 \cdot 10^{-3} (Hv + 120) a^{1/3}; \Delta K_{th-max} - \gamma Hv \right) \quad (1.24)$$

où ΔK_{th-max} et γ sont des paramètres matériaux.

L'expression initialement proposée par Chapetti [Chapetti, 2011] est exprimée en fonction de la résistance mécanique supposée ici proportionnelle à la dureté. En utilisant cette nouvelle expression du seuil de propagation de fissure il est possible de tracer les prédictions du modèle probabiliste développé en fonction de la dureté (diagramme de Garwood [Garwood et al., 1951]) ou en fonction de la taille de défaut (diagramme de Kitagawa-Takahashi [Kitagawa & Takahashi, 1976] (figure 1.10).

L'association de ces 2 diagrammes permet de mieux comprendre l'effet du changement de mécanismes sur la tenue en fatigue, 3 domaines peuvent être observés :

- Zone 1 : Quand la taille de défaut est faible et/ou la dureté faible (équivalent

à considérer un matériau sans défaut) la relation entre la tenue et la dureté est linéaire, seule le premier mécanisme est actif : (microplasticité dans la matrice).

- Zone 2 : Quand la taille du défaut et/ou la dureté augmente, un second type de mécanisme d'endommagement en fatigue opère, (i.e. propagation à partir de petits défauts ou fissures) et la tenue en fatigue augmente avec l'augmentation de la dureté.
- Zone 3 : Quand la taille de défaut et ou la dureté deviennent très grands, un troisième type de comportement apparaît, la tenue chute avec l'augmentation de la dureté.

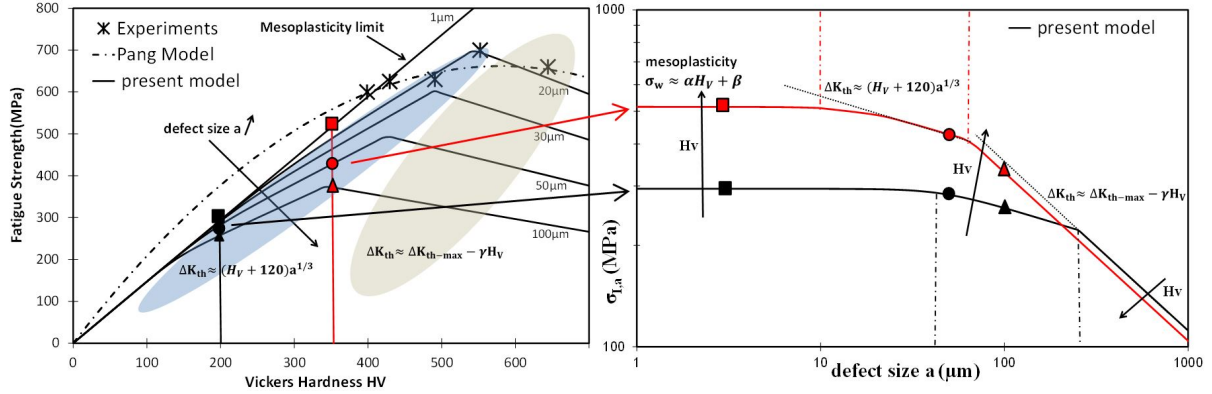


FIGURE 1.10 – Prédiction de l'évolution de la tenue en fatigue en traction-compression en fonction de la dureté et de la taille de défaut pour l'acier 4340 [Pang et al., 2013].

1.2.6 Conclusions

Dans ces travaux, un essai de cisaillement sur tôle a été développé. Cet essai a permis d'observer simultanément deux mécanismes d'amorçage différents. En cisaillement, des fissures se sont amorcées à partir d'un défaut artificiel et à partir de la microstructure (due à la microplasticité). Cet essai a permis de confirmer qu'une compétition entre mécanismes gouverne le comportement en fatigue du matériau étudié. Ce résultat a permis de valider une hypothèse importante à la base du critère en fatigue proposé.

Les différents essais de fatigue réalisés sur les éprouvettes en 22MnB5 avec et sans défauts permettent de conclure :

- La taille critique de défaut peut être estimée autour de $100 \pm 50 \mu m$ pour l'acier 22MnB5. Cette taille critique ne dépend pas du type de chargement imposé (trempé ou non). Malgré tout, pour les grands défauts, le matériau traité est plus sensible à la taille de défaut que le non-traité. Pour une taille de défaut comprise entre $100 \mu m$ et $300 \mu m$ la pente dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi passe approximativement de $1/3$ à $1/6$ pour le matériau traité et non traité respectivement et ce quelque soit le type de chargement.
- Le modèle proposé peut être utilisé pour prendre en compte à la fois les effets du traitement thermique (via la dureté) et des défauts sur la tenue en fatigue de l'acier 22MnB5. L'approche probabiliste développée permet d'obtenir un diagramme de Kitagawa-Takahashi et d'expliquer les résultats expérimentaux obtenus. L'approche proposée permet de modéliser le changement de mécanismes ob-

servés expérimentalement ainsi que l'évolution de la tenue en fonction de la dureté et du type de chargement.

1.3 Impact de l'écrouissage sur la tenue en fatigue du 27MnCr5 extrudé à froid

1.3.1 Problématique posée

La déformation plastique imposée par les procédés de forgeage à froid peut être d'un certain point de vue considérée comme une pré-déformation appliquée avant l'utilisation en fonctionnement du composant. Cette déformation modifie le matériau en introduisant un écrouissage et des contraintes résiduelles. Les caractéristiques mécaniques et microstructurales du matériau en sont donc modifiées. Dans certains cas, la surface du matériau est également affectée, l'extrusion est un procédé de forgeage à froid permettant par exemple d'améliorer l'état de surface et d'atteindre des faibles niveaux de rugosité ($R_a = 0,1$ à $0,5\mu\text{m}$) [Caminaga et al., 2007]. Le type et l'intensité de la pré-déformation imposée dépendent des conditions de forgeage : taux de corroyage, géométrie de l'outillage, type de lubrification... La figure 1.11 présente un pivot de direction qui possède une géométrie typique d'une pièce extrudée à froid. Pour cette pièce support de notre étude, seules les zones fonctionnelles du composant sont usinées (filetage, gorges, rotule...), le reste de sa surface reste brut de forge. Le composant présente plusieurs réductions de sections consécutives qui témoignent des différents niveaux de prédéformation introduits lors de la mise en forme. Les caractéristiques mécaniques et la tenue en fatigue dépendent de l'intensité de cette prédéformation, et donc de la réduction de section (aussi appelé taux de corroyage $c = (S_0 - S)/S_0$).



FIGURE 1.11 – Exemple de composant extrudé à froid : pivot de direction, illustrant les différents niveaux de corroyage le long du composant. Photo :entreprise Gevelot.

Dimensionner en fatigue un composant "hétérogène" de ce type n'est pas classique. L'objectif industriel de ces travaux est donc de développer une approche globale capable de prendre en compte l'effet de la prédéformation introduite par les opérations de mise en forme sur le comportement en fatigue de pièces forgées à froid. L'intérêt scientifique de cette étude est de comprendre quel est l'impact des contraintes résiduelles, de l'écrouissage et de l'état de surface du composant dont le matériau a été fortement déformé plastiquement. Les questions auxquelles nous souhaitons répondre sont les suivantes :

- Est-il possible de prédire par simulation numérique les contraintes résiduelles et le niveau d'écrouissage des pièces extrudées ?
- Quel est l'impact de l'écrouissage sur la tenue en fatigue et sa sensibilité à la contrainte hydrostatique ?

- Est il possible de dissocier et de modéliser efficacement l’impact de l’érouissage et des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue des pièces déformées à froid ?

1.3.2 Matériau et fabrication des éprouvettes

Afin d’être le plus représentatif possible du procédé et du composant, des éprouvettes extrudées à froid ont été fabriquées par la société Gévelot Extrusion. Deux taux de corroyage respectivement de 18% (minimum) et 75% (maximum) représentatifs des taux extrêmes usuellement rencontrés sur les pièces extrudées à froid ont été étudiés. Pour atteindre ces niveaux de déformation, les deux lots d’éprouvettes ont été obtenus en extrudant des lopins de diamètre 15 et 27.4mm via une filière de diamètre 13.55mm. Comme en conditions industrielles, le lopin a subi une opération de phosphatation et un recuit avant forgeage qui permettent respectivement de diminuer le coefficient de frottement et d’améliorer sa ductilité.

Afin d’analyser le type de prédéformation plastique imposé lors de l’extrusion, des simulations numériques ont été conduites sous le logiciel Forge[®]. L’objectif de ces simulations est également d’estimer le gradient d’érouissage des pièces réalisées. La simulation 2D axisymétrique utilise la loi de comportement élasto-thermo-visco-plastique d’Hansel et Spittel avec un érouissage isotrope classiquement utilisée dans le logiciel Forge[®] (Figure 1.12 a)). La loi de frottement est de type Coulomb limitée Tresca. Les paramètres des lois de comportement et de frottement ont été fournis par la société Gevelot. La vitesse de la presse utilisée est de $20mm.s^{-1}$. Les détails de la mise en donnée de ces simulations sont précisés dans l’article [Gerin et al., 2016d].

Les résultats des simulations numériques sont données sur la figure 1.12. La géométrie du composant est correctement prédite en particulier la forme convexe des pièces extrudées avec un taux de réduction de 75% . La déformation équivalente de von Mises est assez homogène pour les 2 composants et située entre 0,2-0,4 et 1,4-1,7 pour les éprouvettes avec un taux de réduction respectivement de 18% et de 75%. Le tenseur des déformations plastiques au centre de chaque géométrie est :

$$18\% : \varepsilon^p = \begin{pmatrix} 0.204 & 0 & 0 \\ 0 & -0.100 & 0 \\ 0 & 0 & -0.104 \end{pmatrix} ; 75\% : \varepsilon^p = \begin{pmatrix} 1.40 & 0 & 0 \\ 0 & -0.69 & 0 \\ 0 & 0 & -0.71 \end{pmatrix}$$

La première déformation principale a la même orientation pour les 2 composants et est orientée dans le sens de la longueur de la pièce extrudée. Les deux autres déformations principales orientées selon la direction radiales sont négatives et égales de par la symétrie axisymétrique de la déformation imposée et valent la moitié de la déformation principale pour satisfaire l’hypothèse de conservation du volume.

Pour prédire la dureté du composant, le logiciel Forge[®] utilise une loi empirique qui relie la dureté Vickers à la contrainte équivalente de von Mises maximale vu sur le trajet de chargement : $H_V = Max \left(\frac{\sigma_{VM}}{3} \right)$. Cette loi utilisée dans d’autres publications [Tekkaya & Lange, 2000], est basée sur les travaux de Tabor [Tabor, 1956] qui à partir d’un grand nombre d’essais établi un lien entre la limite d’élasticité et la dureté. Lors de la déformation, la limite d’élasticité augmente par érouissage et sa valeur maximale est estimée via la contrainte de von Mises locale maximale sur le trajet de déformation. Comme le montre le Tableau 1.1 les prédictions via cette approche empirique sont très

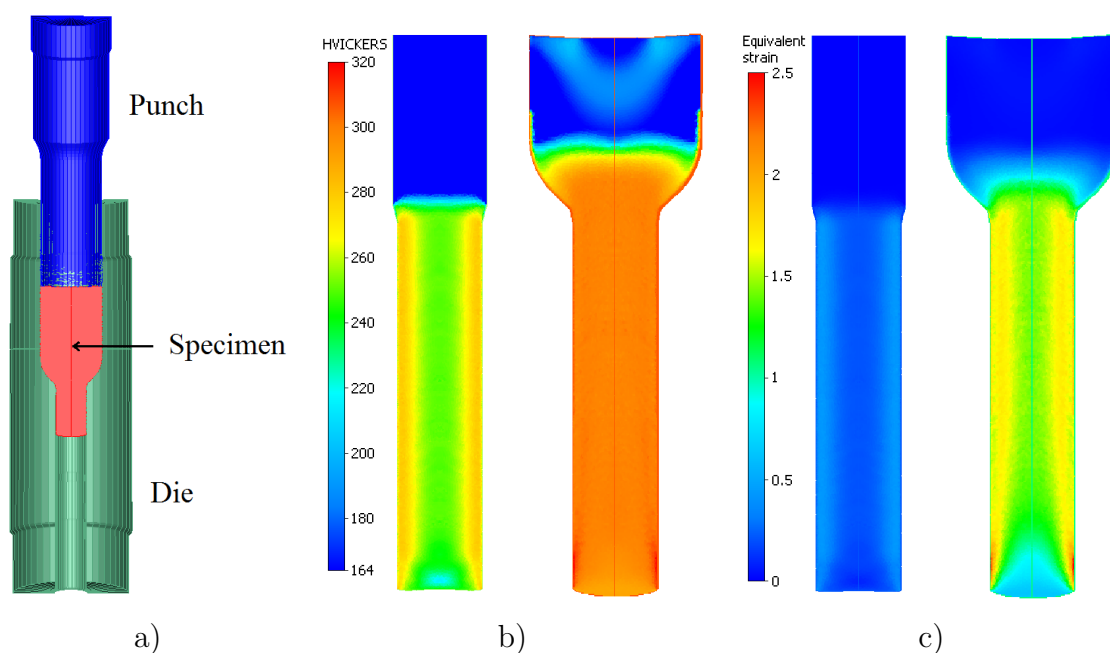


FIGURE 1.12 – Simulation EF du procédé d’extrusion, a) illustration de l’outillage, vue en coupe b) du niveau de dureté c) de l’amplitude de la déformation plastique. Les parties supérieures des éprouvettes ne sont pas extrudées, montrant les deux différentes réductions de section.

proches des résultats expérimentaux. D’autres auteurs, pour prédire plus précisément la dureté de pièces extrudées, proposent de se baser sur l’intensité de la déformation plastique en utilisant des résultats d’essais de compression établissant un lien expérimentale entre déformation imposée et dureté [Sonmez & Demir, 2007].

Caractéristiques	σ_{YS} MPa	σ_{UTS} MPa	A_t %	Dureté H_V 0.3 kg Moyenne – Ecart Type	dureté simulée H_V
avant Extrusion	369	590	31	164 ± 10	–
18% réduction de section	614	727	22	233 ± 13	250–275
75% réduction de section	886	1075	19	288 ± 15	300

TABEAU 1.1 – Caractéristiques mécanique de l’acier 27MnCr5, avant et après extrusion.

Les observations de microstructure réalisées sur les différentes lots permettent d’observer l’impact prononcé de la déformation plastique sur le matériau (figure 1.13) La microstructure ferrito perlitique initiale issue du laminage à chaud des barres est constituée de bandes de ferrite (gris) et de perlite (blanc) dont la largeur moyenne est d’environ 20 μm . Visuellement, la microstructure ne semble pas très affectée par le corroyage à 18% . En revanche, pour le lot corroyé à 75% les grains ont été clairement allongés et les bandes de perlite et de ferrite affinées. Leur largeur moyenne a été divisée par deux et est alors de 10 μm .

L’analyse EBSD permet d’identifier plus précisément la morphologie des grains, et donne aussi accès à leur orientation. La figure 1.14 montre des cartographies EBSD des deux lots extrudés pour une coupe longitudinale. Alors que la microstructure du lot 18% de réduction de section ne montre pas de déformation liée à l’extrusion, les grains

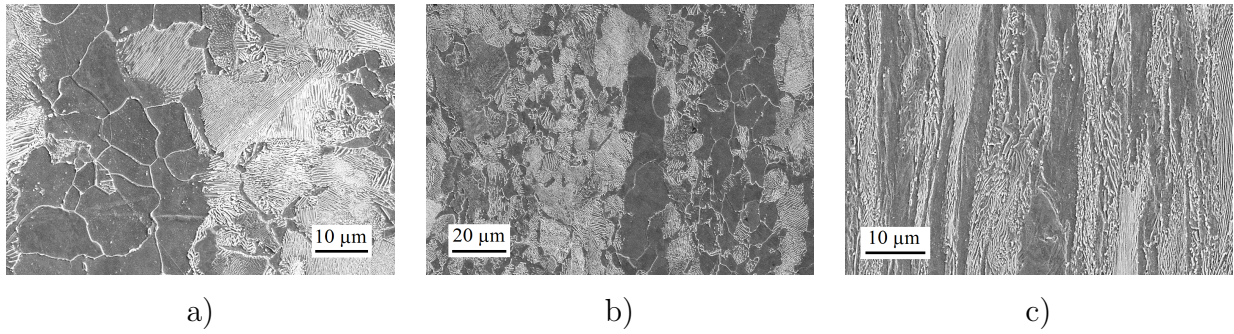


FIGURE 1.13 – Images MEB de la microstructure le long de la direction d’extrusion et sur le bord de la pièce a) avant extrusion, b) 18% de réduction de section et c) 75% de réduction de section, montrant l’alternance de bandes de ferrite (grises) et de perlite (blanche), générées lors du laminage initiale de la barre. La direction de laminage initiale du barreau est confondue à la direction d’extrusion.

du lot 75% sont visiblement allongés dans la direction d’extrusion.

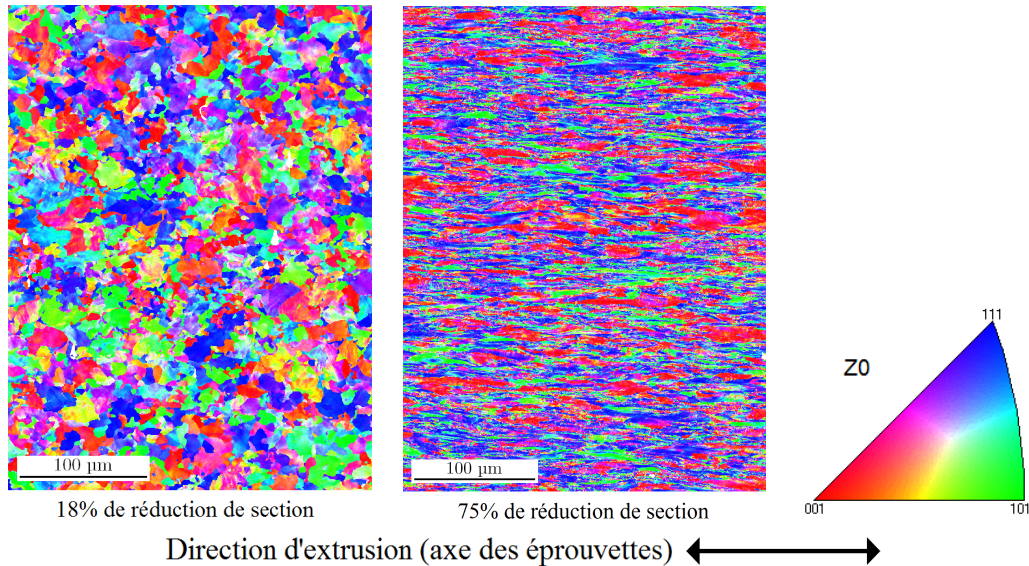


FIGURE 1.14 – Cartographies IPF obtenues par EBSD à cœur dans la direction longitudinale.

Le procédé de forgeage à froid introduit également des contraintes résiduelles. Dans les deux lots, les contraintes résiduelles sont toujours compressives en surface, mais passent de la compression ($\sigma_{res} = -100\text{MPa}$) à la traction à partir de 50 μm de profondeur pour les éprouvettes faiblement corroyées. Pour les éprouvettes fortement corroyées, les contraintes résiduelles restent compressives ($\sigma_{res} = -200\text{MPa}$) sur une épaisseur importante (supérieure à 1 mm), ce qui suggère également un effet bénéfique sur le comportement en fatigue. Les prédictions des contraintes résiduelles issues des simulations de mise en forme ne sont en revanche pas en accord avec les profils mesurés sur les composants. Des travaux de la littérature montrent que dans le cas de déformations plastiques intenses comme en grenaillage un écrouissage isotrope tend à surestimer les contraintes résiduelles [Sanjurjo et al., 2014] [Tu et al., 2017]. La prédiction des contraintes résiduelles par simulation numérique nécessite donc de conduire des travaux complémentaires notamment de caractérisation plus

fine de la loi d'écrouissage du matériau et ne sera donc pas abordée dans cette partie.

Avant extrusion, des stries d'usinage liés à l'écrouissage de la barre laissent un niveau de rugosité de mauvaise qualité (voir tableau 1.2). Les mesures réalisées montrent qu'un corroyage de faible intensité permet d'améliorer significativement la rugosité. C'est d'ailleurs pour cette raison qu'un corroyage minimum proche de 18% est bien souvent imposé aux pièces extrudées à froid. Le passage à un niveau de corroyage plus élevé à 75% permet encore d'améliorer la rugosité et d'atteindre un R_a faible de l'ordre $0.2 \mu\text{m}$.

Etat de surface	R_a et écart-type (μm)	R_z (μm)	S_a (μm)	S_z (μm)
Avant extrusion	2.44 ± 0.73	19.22	2.68	34.14
18% de réduction de section	0.81 ± 0.20	5.63	0.89	12.12
75% de réduction de section	0.20 ± 0.03	2.33	0.25	6.22

TABLEAU 1.2 – Rugosité dans le sens long pour les éprouvettes extrudées à froid. Longueur d'évaluation : 4 mm ; longueur de coupure : 800 μm .

1.3.3 Comportement en fatigue

La limite d'endurance à grand nombre de cycles (à $N=2 \cdot 10^6$ cycles) a été caractérisée en traction-compression et en torsion purement alternée sur éprouvette polie. Afin d'étudier l'impact de l'état de surface et des contraintes résiduelles, des éprouvettes avec une surface brut de fabrication ont été sollicitées en flexion purement alternée. Pour chaque lot la méthode stair-case a été suivie avec un minimum de 10 éprouvettes par lot. Les valeurs après essais sont reportées dans le tableau 1.3.

La figure 1.15 montre les géométries d'éprouvettes de fatigue utilisées ainsi que le brut après extrusion.

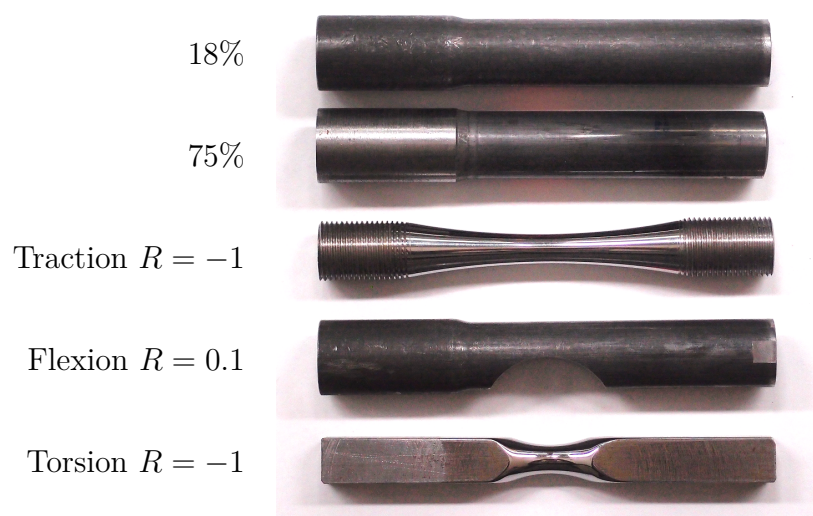


FIGURE 1.15 – Eprouvettes extrudées brut de forge ainsi que des éprouvettes de fatigue.

Les limites en fatigue des trois lots montrent que la prédéformation améliore bien la tenue en fatigue. En traction et en torsion, le lot 18% de réduction de section présente

σ (MPa)		Avant extrusion	18% de réduction	75% de réduction
R_m		590	727	1075
Traction	σ_a^{-1}	252	303	461
	σ_a	—	310	438
Flexion	σ_m	—	379	536
Torsion	τ_a^{-1}	188	234	306

TABLEAU 1.3 – Limites en fatigue et la rupture pour les trois lots. Pour les essais de flexion, les valeurs spécifiées sont celles des contraintes macroscopiques.

une limite en fatigue environ 20% plus élevée par rapport à l'état initial. L'amélioration est encore plus marquée pour le lot 75% : la limite en traction est presque doublée (83% d'augmentation) et celle en torsion augmente de 63%.

Concernant les mécanismes d'endommagement, l'amorçage en fatigue se fait toujours à la surface des éprouvettes, pour les trois types de chargement, ce qui est le comportement classique observé en fatigue. Pour les essais de flexion, où la peau de forge est encore présente à la surface des éprouvettes, la zone d'amorçage ne contient pas de défaut ni d'inclusion, sauf pour un des quatorze faciès observés. Les trajets de propagation des fissures pour chaque lot et chaque type de chargement sont donnés dans le tableau 1.16.

Le comportement classique d'une fissure dans les aciers polycristallins est un amorçage dans le plan de cisaillement maximal (Stade I Mode II), qui est orienté à 45° par rapport à la direction de chargement. La fissure se propage ensuite perpendiculairement à la direction de chargement (Stade II Mode I).

Pour les essais de traction, la longueur de fissure en Stade I (mode de cisaillement) de l'amorçage et de la propagation est très courte (figure 1.16). Pour les trois lots, les fissures se propagent dans le plan perpendiculaire à la direction de chargement et sont parfaitement droites avant de suivre une progression plus sinueuse en forme de dents de scie. Cette forme particulière de trajet de fissure reflète probablement l'effet de la microstructure et plus précisément de ses barrières microstructurales sur la propagation.

Pour les essais de torsion, la fissure suit les stades de propagation classiques : le stade I d'initiation et de propagation dans le plan de cisaillement maximal est clairement visible sur (figure 1.16). La fissure se propage sur plusieurs centaines de micromètres dans le plan de cisaillement maximal, qui est parallèle à l'axe de l'éprouvette, avant de bifurquer à 45°. Pour les lots extrudés, le plan de cisaillement maximal a la même orientation que la microstructure, et dans le cas 75% de réduction de section, la microstructure maintient la fissure à 0°, même lorsque celle-ci sort de la zone utile de l'éprouvette. Pour certaines éprouvettes du lot avant extrusion, plusieurs amorçages simultanés ont été détectés.

Toutes ces observations illustrent clairement l'effet de la microstructure sur la propagation de la fissure.

L'extrusion à froid a un effet marqué sur toutes les caractéristiques des éprouvettes : les caractéristiques mécaniques ainsi que la limite en fatigue augmentent avec l'intensité de la prédéformation, et la rugosité est améliorée. De plus, la microstructure est aussi affectée et devient anisotrope avec des grains allongés et plus petits, ce qui affecte la

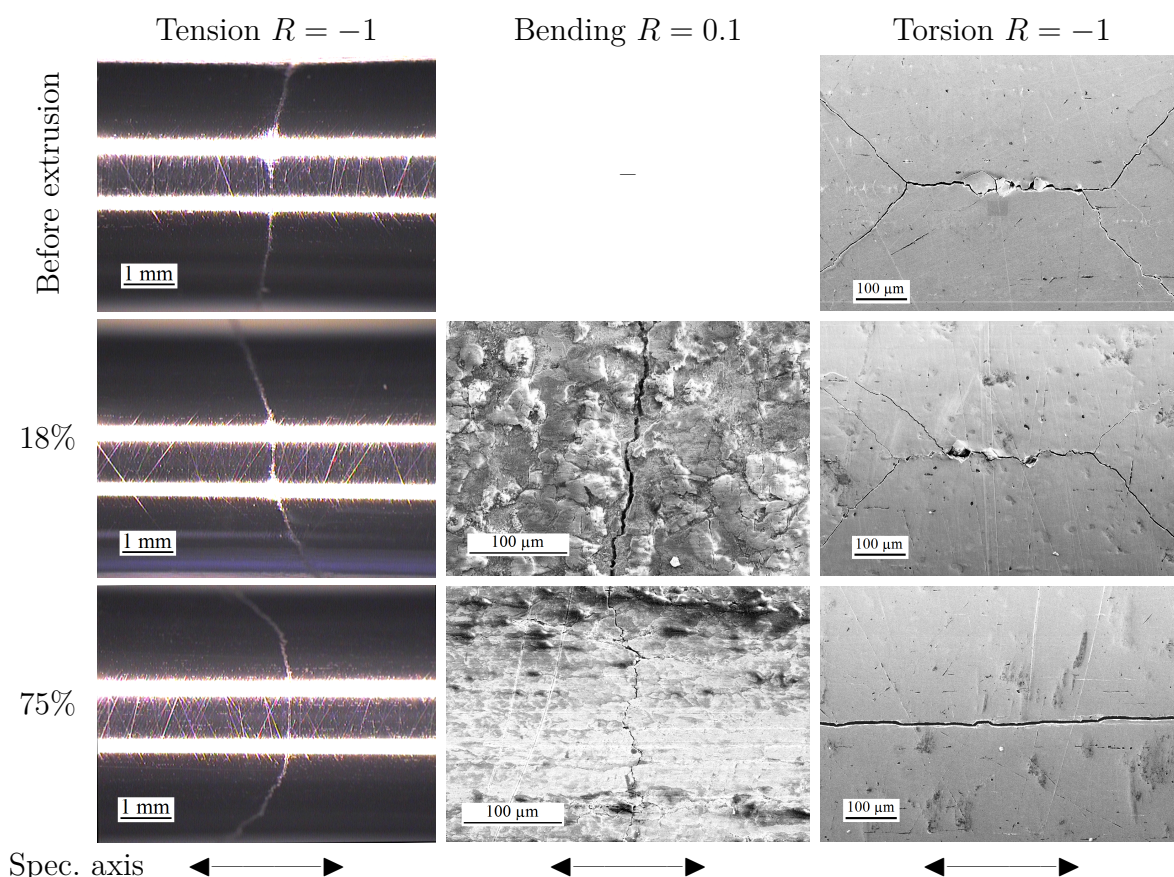


FIGURE 1.16 – Trajets des fissures pour les différents essais de fatigue réalisés sur les éprouvettes extrudées. Les trajets pour la flexion et la torsion sont des images MEB.

propagation des fissures.

1.3.4 Prise en compte des effets de l'écrouissage et des contraintes résiduelles avec un critère d'endurance multiaxial

Les résultats de ces essais montrent que l'écrouissage augmente la tenue en fatigue (figure 1.3), et que l'augmentation en traction compression et torsion est proportionnelle à l'augmentation de la limite à la rupture.

Pour les trois lots, le rapport de la limite en fatigue en traction sur la limite à la rupture $\sigma_a^{-1}/\sigma_{UTS}$ est toujours très proche de 0,43. La résistance mécanique semble donc être un bon indicateur de la tenue en fatigue. La dureté plus facile à mesurer, est parfois également utilisée comme un paramètre caractérisant la tenue en fatigue des aciers. La relation $\sigma^D = 1.5 \times H_V$, proposée par [Garwood et al., 1951] reprise par d'autres auteurs [Murakami, 2002, Chapetti, 2011, Pessard et al., 2014a] semble assez efficace. Cette approche empirique malgré sa simplicité est assez prédictive en traction et en torsion où la limite d'endurance est directement égale à la dureté H_V (figure 1.17).

Certains auteurs ont montré pour qu'une relation inspirée de loi de Hall-Petch [Hall, 1951, Petch, 1953, Thompson, 1972] peut parfois être utilisée pour relier la limite

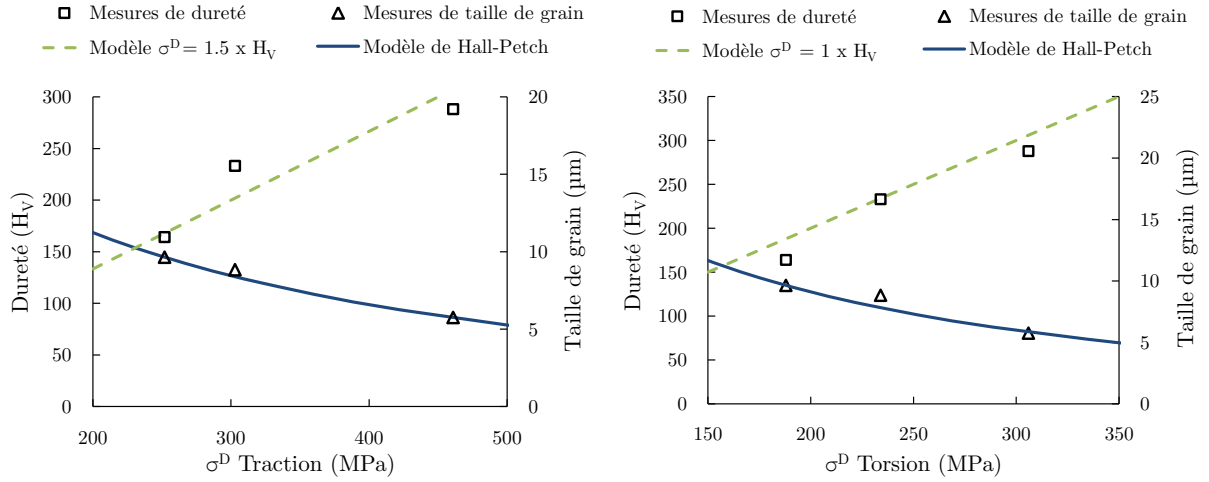


FIGURE 1.17 – Dureté et taille de grain des éprouvettes extrudées, en fonction de la limite en fatigue en traction et en torsion.

en fatigue à la taille de grain :

$$\sigma^D = A + \frac{B}{\sqrt{d}} \quad (1.25)$$

où A et B sont des constantes et d la taille de grain.

La figure 1.17 montre que la tenue en fatigue des différents lots étudiés suivent également une dépendance à la taille de grain de type Hall-Petch quand la taille de grain dans le sens travers est utilisée (figure 1.17).

En comparant les résultats des essais de fatigue avec ceux de Munier [Munier, 2012], qui ont aussi obtenus en traction $R = -1$, les résultats de fatigue semblent suivre la tendance montrée par l'acier grade "A" étudié par Munier, qui est un acier série DP600 (figure 1.18). Cependant, il faut noter que Munier a appliqué une prédéformation en traction et donc différente de notre prédéformation compressive multiaxiale.

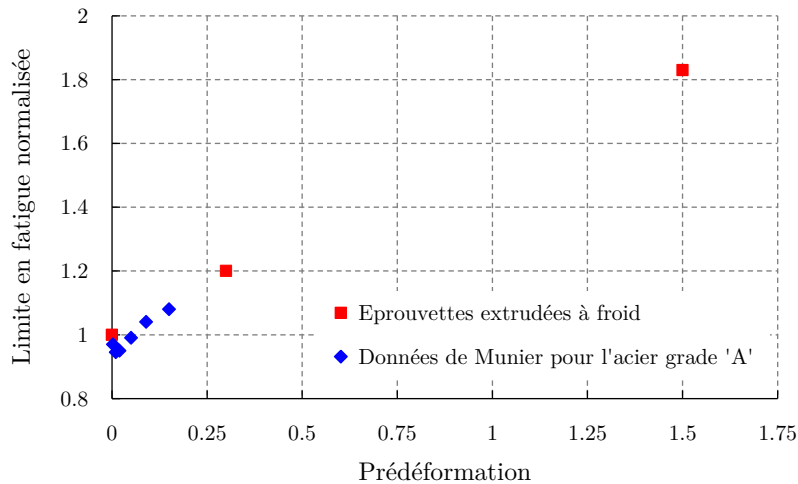


FIGURE 1.18 – Effet de la prédéformation à froid sur la limite en fatigue, en comparant les résultats des essais réalisés sur les éprouvettes extrudées avec ceux de Munier [Munier, 2012].

Le dernier type d'essai effectué est la flexion pour quantifier l'influence de la peau

de forge en conservant la surface brute du composant. Cet essai original a été possible suite à la conception d’une éprouvette particulière présentée sur la figure 1.17 sollicitée en flexion $R = 0.1$ sur une machine RUMUL Cracktronic. Afin de pouvoir réaliser ces essais, il est nécessaire d’usiner une encoche sur les éprouvettes extrudées, ce qui peut provoquer une redistribution des contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles en surface des éprouvettes de flexion sont donc analysées avant et après usinage, et ensuite après cyclage en fatigue afin d’identifier un éventuel phénomène de relaxation (sur les éprouvettes non rompues). Les résultats de ces analyses sont donnés dans le tableau 1.4. La valeur après cyclage est la moyenne des analyses sur toutes les éprouvettes ayant survécues.

Contraintes résiduelles en surface (MPa)	Brut de forge	Usiné	Après cyclage
18% de réduction de section	−100	−220	−193
75% de réduction de section	−300	−270	−288

TABLEAU 1.4 – Contraintes résiduelles en surface dans les éprouvettes extrudées utilisées pour les essais de flexion, dans la direction d’extrusion.

Les résultats montrent que les contraintes résiduelles restent stables pour le lot ayant subi 75% de réduction de section, que ce soit après usinage ou après cyclage en fatigue. En revanche le lot ayant subi 18% possède un champ de contrainte résiduelles plus sensible à la réalisation de l’encoche.

Ces niveaux de contraintes résiduelles n’étant pas négligeables, il est nécessaire de les prendre en compte lors de l’analyse des résultats. L’objectif ici est d’identifier les contraintes locales vues par le matériau lors de l’essai. La correction du niveau de contrainte peut être illustrée dans un diagramme de Haigh (figure 1.19). Pour cela il suffit d’ajouter l’amplitude de contrainte résiduelle analysée et considérée représentative de celle à l’état stabilisée au chargement macroscopique appliqué. Dans ce cas seules les contraintes résiduelles imposées selon l’axe du chargement sont considérées.

Les résultats des essais de fatigue peuvent être représentés dans un diagramme de Haigh. Le tracé des courbes de [Gerber, 1874] pour ces trois lots permet d’analyser

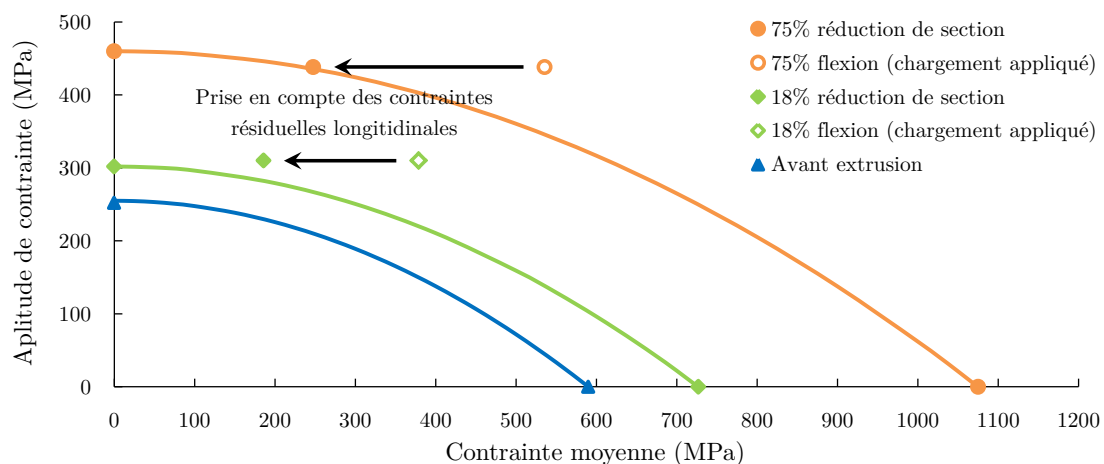


FIGURE 1.19 – Diagramme de Haigh pour les éprouvettes extrudées, montrant les résultats des essais de fatigue en traction et en flexion, ainsi que le R_m .

l’impact de la prédéformation sur la tenue pour des chargement en traction avec différents

niveaux de contrainte moyenne. Ces courbes sont définies par :

$$\sigma_a = \sigma_a^{-1} \left(1 - \left(\frac{\sigma_m}{R_m} \right)^2 \right) \quad (1.26)$$

où σ_a est l'amplitude du chargement et σ_m la moyenne.

Le domaine de survie défini par la parabole de Gerber augmente avec la prédéformation imposée. Pour les deux niveaux de corroyage, le fait que les points représentant les chargements corrigés des essais de flexion soient proches de la parabole de Gerber permet de conclure que les comportements du matériau en surface et à cœur sont proches. Ce résultat en accord avec les mesures de dureté qui montrait peu de variation entre le cœur et la surface permet de conclure que l'état de surface ne dégrade pas la tenue des lots non usinés.

Afin de synthétiser l'ensemble des résultats obtenus en traction, flexion avec contraintes résiduelles et torsion, le diagramme de Dang Van peut être utilisé [Dang Van, 1993]. Dans le cas de chargement proportionnelle en phase ce diagramme peut se simplifier par un représentation en ordonnée de l'amplitude de la contrainte de cisaillement et en abscisse de la contrainte hydrostatique maximale.

Le critère de Dang Van suppose que le domaine de survie en fatigue est définie par une droite d'équation :

$$\tau_a + \alpha \sigma_{H,\max} = \beta \quad (1.27)$$

avec τ_a l'amplitude de la contrainte de cisaillement et $\sigma_{H,\max}$ la contrainte hydrostatique maximale, α et β des paramètres matériau.

L'un des intérêt ici du critère de Dang Van est de pouvoir considérer la multiaxialité des contraintes résiduelles, biaxiales pour cette application. La contrainte hydrostatique maximale $\sigma_{H,\max}$ pouvant être décomposée en amplitude, moyenne et contraintes résiduelles, il est simple d'intégrer l'influence des contraintes résiduelles avec ce critère pour notre cas de chargement de flexion :

$$\sigma_{H,\max} = \sigma_{H,a} + \sigma_{H,m} + \sigma_H^{\text{CR}} \quad (1.28)$$

Le diagramme de Dang Van synthétisant l'ensemble des résultat est présenté en figure 1.20 dans lequel seul le point le plus critique du chargement est représenté.

Le diagramme de Dang Van permet d'observer que le chargement de flexion sur éprouvette brute sous un rapport de charge $R=0,1$ avec contrainte résiduelle impose finalement localement le même chargement que celui imposé sur les éprouvettes usinées sollicitées en traction purement alterné. Le fait que les points issus de ces deux chargements soient quasi-superposés dans le diagramme de Dang Van permet de conclure comme pressenti via le diagramme de Haigh que l'état de surface et le léger gradient de dureté ne dégradent pas la tenue des éprouvettes brutes.

Pour le lot non déformé et faiblement corroyé les pentes des droites de Dang Van sont très proches. Celle-ci est plus prononcée pour le lot fortement corroyé. La figure 1.21 représente l'évolution des valeurs de α et β en fonction de la dureté.

La valeur α représente la sensibilité du matériau à la contrainte hydrostatique il n'est donc pas étonnant que sa valeur évolue avec la dureté. On pourrait s'attendre intuitivement à ce que cette sensibilité augmente avec la dureté ce qui n'est pas le cas ici. La modification de dureté s'accompagne dans le cas présent d'une modification de microstructure qui tend d'après ce diagramme à réduire la sensibilité à la contrainte hydrostatique. Dans le tableau 1.5 les rapport $\tau_a^{-1}/\sigma_a^{-1}$ issus d'autres travaux de la littérature

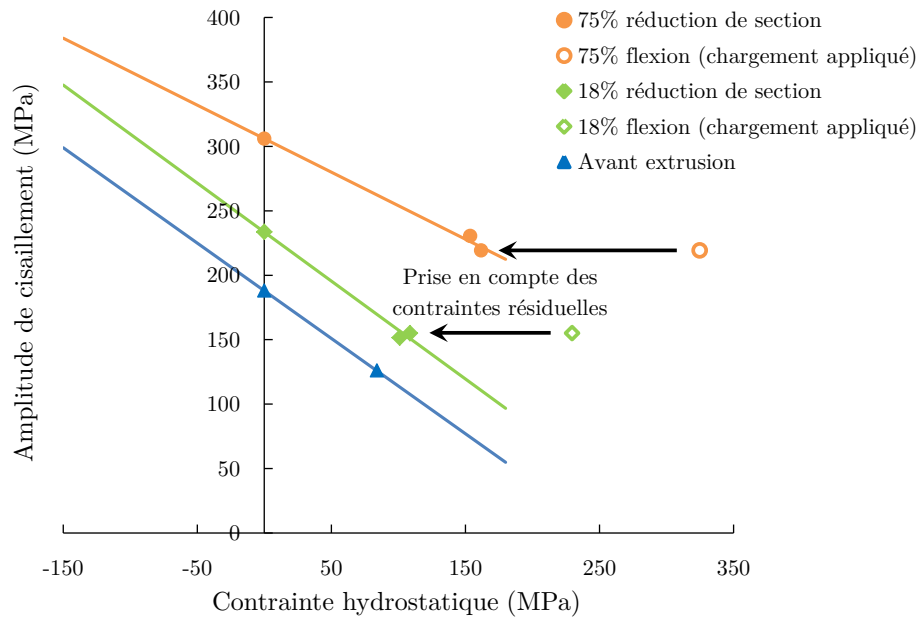


FIGURE 1.20 – Diagramme de Dang Van synthétisant les résultats des essais de fatigue obtenus sur les éprouvettes extrudées.

[Pessard et al., 2014a, Palin-Luc & Lasserre, 1998] obtenus sur des matériaux traités sont présentés. Pour les aciers traités thermiquement, le lien entre la dureté et la sensibilité à la contrainte hydrostatique est plus classique et différente : une augmentation de la dureté s’accompagne d’une augmentation de la sensibilité à la contrainte hydrostatique.

Matériau	Etat	Dureté H_V	$\tau_a^{-1}/\sigma_a^{-1}$	α
27MnCr5	Av. extrusion	164	0.75	0.74
	75%	288	0.66	0.52
22MnB5 [Pessard et al., 2014a]	Etat initial	180	0.69	0.57
	Trempé	600	0.82	0.96
XC18 [Palin-Luc & Lasserre, 1998]	Recuit	–	0.68	0.54
FGS 800–2 [Palin-Luc & Lasserre, 1998]	Fonte	–	0.90	1.20

TABLEAU 1.5 – Comparaison des valeurs α du 27MnCr5 étudié avec celles d’autres matériaux prises de la littérature.

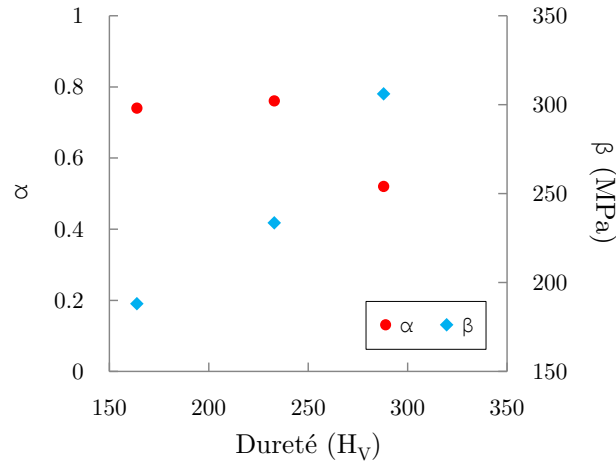


FIGURE 1.21 – Valeurs de α et β du critère de Dang Van pour les éprouvettes extrudées, en fonction de la dureté.

1.3.5 Conclusions

Dans ces travaux, des essais sur des éprouvettes extrudées à froid ayant subi des niveaux de déformation plastique très importants ont été conduits. L'essai de flexion développé a permis de tester un composant avec son intégrité de surface industrielle. L'ensemble des résultats et analyses obtenus permettent d'intégrer les paramètres du procédé d'extrusion à froid les plus influents sur la tenue en fatigue (écrouissage et contraintes résiduelles) dès la phase de dimensionnement et ce pour des chargements pouvant être multiaxiaux. Plus précisément, les conclusions principales de cette étude sont :

- L'écrouissage induit par le forgeage à froid augmente la limite en fatigue pour tous les types de chargement testés (traction, flexion et torsion).
- Le comportement en fatigue du matériau est le même à cœur et en surface.
- Pour ce matériau, la tenue en fatigue est proportionnelle au niveau de dureté bien prédite avec des simulations EF.
- Sur composant brut, l'impact de la rugosité de surface sur la tenue en fatigue est négligeable face à celui de l'écrouissage et des contraintes résiduelles.
- Les divers essais de fatigue permettent de définir un critère en fatigue multiaxial.
- Le trajet de la fissure est affecté par la microstructure, surtout dans le cas 75% de réduction de section.
- L'écrouissage important introduit durant le procédé n'augmente pas la sensibilité du matériau à la contrainte hydrostatique du chargement imposé.

1.4 Conclusions du chapitre

La figure 1.22 représente les résultats obtenus sur l'acier 27MnCr5 et 22MnB5 en fonction de la dureté et du chargement imposé. En torsion purement alternée, les données obtenues pour ces deux aciers sont alignés. La dureté semble donc dans ce cas être un paramètre pertinent permettant de caractériser l'effet de la microstructure sur la limite d'endurance à grand nombre de cycles. En traction, la sensibilité à la contrainte hydrostatique dépend du type de modification microstructurale imposée et de la présence ou non de défaut et le lien entre dureté et tenue en fatigue n'est plus direct.

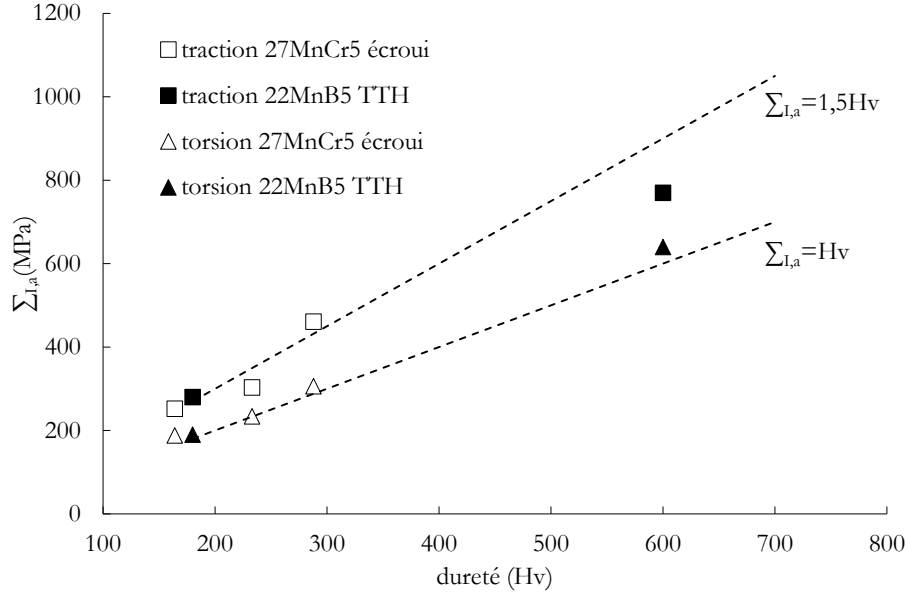


FIGURE 1.22 – Evolution de la limite d’endurance en traction et torsion purement alternée en fonction de la dureté, synthèse des résultats obtenus sur le 27MnCr5 déformé plastiquement et le 22MnB5 traité thermiquement.

Concernant les contraintes résiduelles, d’après l’exemple conduit sur le 27MnCr5, les critères multiaxiaux existants (DangVan, Crossland...) sont efficaces pour prendre en compte leur impact sur la tenue en fatigue même en présence de défaut de surface [Gerin et al., 2017]. La difficulté porte davantage sur la prédiction et/ou l’analyse des contraintes résiduelles suite au procédé puis à leur état stabilisé que sur leur prise en compte en fatigue.

Les simulations d’extrusion conduites ont également permis de conclure que la prédiction des contraintes résiduelles reste un problème complexe. En emboutissage, la prédiction des contraintes résiduelles n’est également pas aisée même pour des emboutis de géométrie simple [Laurent et al., 2009]. En grenaillage de pré-contrainte (via l’utilisation d’une buse et non d’un tonneau), la problématique de prédiction des contraintes résiduelles a été largement abordée dans la littérature. Pour un certain nombre de matériau il semble désormais possible de prédire efficacement par simulation numérique, les gradients d’écrouissage et de contraintes résiduelles ainsi que la rugosité [Mylonas & Labeas, 2011], [Frija et al., 2006]. En usinage, prédire les contraintes résiduelles via la modélisation de la coupe que ce soit de manière analytique ou numérique reste un problème ouvert. Les phénomènes thermo-mécanique fortement couplés et très dépendants des conditions opératoires (condition de lubrification, usure des outils) rendent la prédiction des contraintes résiduelles très complexe.

Concernant les défauts, leur premier effet est d’être à l’origine de mécanismes d’endommagement différents de celui classiquement observé au sein de la microstructure (matrice sans défaut). La présence de défaut modifie la sensibilité d’un matériau au type de chargement et à la microstructure (dureté). Les résultats présentés dans cette partie ont

également montré que différents types de mécanismes peuvent coexister et que les approches probabilistes basées sur le maillon le plus faible fournissent un cadre permettant de le modéliser.

Chapitre 2

Impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue : cas de l' Al 7050 usiné en bout

2.1 Introduction et contexte

L'amorçage des fissure en fatigue étant le plus souvent localisé en surface la connaissance de l'impact du procédé sur la topologie de surface et son effet sur la tenue en fatigue est un sujet crucial pour le dimensionnement de composant. Les questions industrielles qui en découlent sont souvent liées à la définition des contraintes d'état de surface imposées aux pièces dont l'impact sur le coût de fabrication est colossal car elles conditionnent directement la gamme de fabrication à suivre. Quels critère et niveau de rugosité imposer ? Quelle taille de défaut de surface tolérer ?

Les enjeux de l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue sont donc importants et de nombreux travaux de la littérature abordent cette problématique. La majorité des travaux conduits sont dédiés aux pièces usinées ou grenaillées car ces deux procédés sont les plus employés pour les pièces critiques en fatigue.

Dans ce chapitre, nous nous focaliserons sur l'impact de la topologie de surface. Les effets d'éventuels gradients de contraintes résiduelles ou de microstructure seront donc considérés comme négligeables. Après une introduction sur la topologie de surface, certains critères permettant d'en estimer l'impact sur la tenue en fatigue seront discutés. La suite du chapitre sera dédiée à l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue de l'alliage d'aluminium Al 7050 usiné en bout.

2.1.1 Spécificité de la topologie de surface

La caractérisation de la topologie de surface des pièces industrielles est un problème complexe car leurs caractéristiques dépendent de l'échelle d'observation.

- A l'échelle fine (inférieure au millimètre carré figure 2.1 b)) la topologie de surface d'un grand nombre de pièces apparaît comme une surface très tourmentée, sans motif particulier, et constituée d'un ensemble de pics et de vallées aléatoirement réparties. La présence de défauts de surface issus du matériau ou du procédé d'élaboration peuvent être détectés, inclusion déchaussée dans les aciers, piqure due à l'anodisation (ou plutôt à la phase de décapage) dans le cas des pièces en alliage d'Aluminium [Abroug, 2018], poudre collée en surface des pièces FA brutes,

rendent la topologie de surface à cette échelle très complexe.

- A l'échelle plus globale ou intermédiaire (figure 2.1 c) de quelques millimètre carré), l'état de surface peut sembler plus homogène. Les surfaces grenillées ou obtenues par fabrication additive peuvent par exemple apparaître comme homogènes et "isotropes" ou périodiques dans le cas des pièces usinées.
- A l'échelle du composant (figure 2.1 e) et d) de quelques millimètre carrés), des accidents géométriques ou défauts ponctuels peuvent être détectés. Ces défauts ponctuels peuvent être des traces dues à la manutention ou au procédé en lui même. Dans le cas des pièces forgées, la présence de calamine sur les outillages laisse parfois des marques sur les pièces fabriquées [Gerin et al., 2017]. Pour les pièces usinées, des traces de vibration, de bris outil ou des ressauts peuvent être localement observés [Abroug, 2018]. Pour les pièces FA, des défauts ponctuels associés à la formation d'éjectats peuvent générer des défauts de surface locaux, des marches ou sauts témoignant de la mise en couche peuvent également parfois être observés [Koutiri et al., 2018].

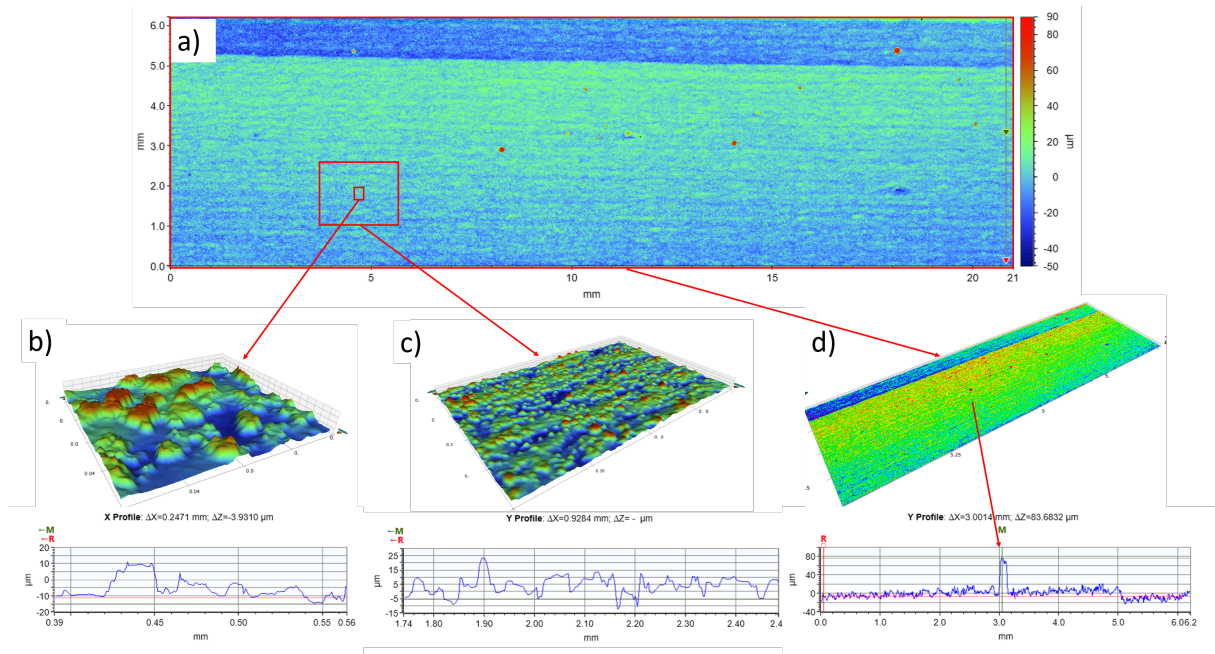


FIGURE 2.1 – Illustration des différentes échelles d'observation d'une surface sur une pièce FLLP a) surface entière, observation et profil 2D à b) une échelle locale $l \approx 100 \mu\text{m}$ c) à une échelle intermédiaire $l \approx 1 \text{ mm}$, a) et d) à l'échelle du composant.

L'étude de l'impact de la topologie de surface sur la tenue en fatigue est donc un problème complexe car elle nécessite de considérer l'ensemble de ces échelles d'observation. Par ailleurs, les caractéristiques usuelles d'état de surface R_a et S_a sont des grandeurs moyennées qui ne peuvent capter la présence d'accidents locaux susceptibles d'être nocifs en fatigue. L'étude de la sensibilité de la tenue en fatigue à la topologie de surface est donc en partie complexifiée par la difficulté initiale de décrire correctement la topologie de surface.

Dans la littérature, les approches permettant de prendre en compte l'impact d'un défaut ou d'un état de surface en fatigue peuvent être classés en deux catégories en fonction qu'ils considèrent le problème comme déterministe ou non.

2.1.2 Approche déterministe pour la prise en compte de l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue

De nombreuses approches de la littérature considèrent l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue comme un problème local en assimilant l'état de surface usiné à une profil périodique parfait en 2 dimensions [Murakami & Usuki, 1989, Arola & Williams, 2002]. Murakami propose par exemple d'assimiler les stries d'usinage à des entailles périodiques. La taille de défaut classiques \sqrt{area} dans le critère de Murakami [Murakami & Usuki, 1989] est alors affectée d'un facteur correcteur dépendant des dimensions des stries de surface. [Suraratchai et al., 2008] fut l'un des premiers auteurs à conduire des calculs en élasticité sur des profils réels pour en estimer la tenue en fatigue. Dans ses travaux seules la contrainte principale au point le plus chargé considéré comme le plus critique en fatigue est utilisée. En faisant l'hypothèse de la présence d'une fissure pré-existante, une approche basée sur la mécanique de la rupture lui permet ensuite d'établir le lien entre l'état de surface et le nombre de cycles à rupture. Toujours en 2 dimensions [Ås et al., 2008] montre qu'utiliser un critère non local de type distance critique de Taylor [Taylor, 2008] pour expliquer la localisation de l'amorçage sur des éprouvettes cylindriques pré-rayées en Al Al6082 peut s'avérer efficace. Les travaux menés dans la thèse de Benjamin Gerin sur l'impact de défauts locaux de forgeage en fatigue s'inscrivent dans la même veine que ces études. Dans ces travaux, nous avons comme l'a fait Ås opté pour un critère non local mais cette fois ci en conduisant des calculs élastiques basés sur le profil réel en 3D de la pièce [Gerin et al., 2018] (figure 2.2). El May [El May et al., 2015] se base par ailleurs sur ce même type d'approche déterministe non locale afin d'estimer l'impact de piqûres de corrosion sur la tenue en fatigue.

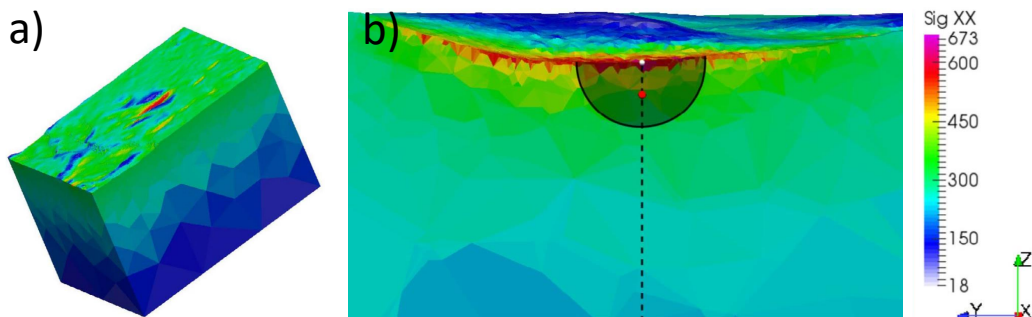


FIGURE 2.2 – Illustration a) d'un résultat de calcul EF conduit sur un état de surface réel contenant un défaut ponctuel, b) du gradient de chargement, considéré dans un critère non local, méthode point ou volumique de Taylor [Gerin et al., 2018].

Si ces approches présentent l'avantage d'être relativement simples, elles restent assez limitées car leur caractère déterministe nécessite de considérer uniquement le défaut le plus critique et ne permet pas de rendre compte d'éventuel effet de taille de volume sollicité.

2.1.3 Approche probabiliste pour la prise en compte d'un état de surface usiné sur la tenue en fatigue

Guillemot [Guillemot, 2010] est l'un des rares auteurs à avoir travaillé sur la prise en compte de l'aspect stochastique de l'état de surface sur la tenue en fatigue. Dans ses

travaux, conduits sur un acier 50CrMo4 usiné via une fraise boule possédant un état de surface dégradé ($S_a \approx 5 \mu\text{m}$) il tente d'établir en lien entre la distribution de la tenue en fatigue et la variabilité de l'état de surface. Pour cela il assimile les marques d'usinage à des micro-entailles mesurées sur le profil 2D obtenu dans la direction parallèle au chargement de flexion imposé. Le passage de la population d'entaille pré-existante au chargement mécanique est ensuite réalisé via une approche de type mécanique de la rupture probabiliste [Thieulot-Laure et al., 2007b]. Via cette approche il parvient en fatigue à grand nombre à obtenir une bonne corrélation entre les probabilités de rupture expérimentales et découlant des profils de rugosité mesurés.

Plus récemment Pomberger et al. [Pomberger et al., 2020a, Pomberger et al., 2019] ont proposé d'utiliser une approche basée sur les statistiques des extrêmes pour prédire la tenue en fatigue d'échantillons brut de fonderie. La topologie de surface est comme dans les travaux de Guillemot [Guillemot, 2010] considérée comme constituée d'une population d'entailles. Pour cela la surface est discrétisée en sous-surface sur laquelle la profondeur de vallée locale ainsi que la courbure au fond de chaque vallée sont mesurées. A partir d'une expression analytique de la concentration de contrainte et de son impact sur la tenue en fatigue Pomberger et al. obtiennent ainsi une cartographie de la tenue en fatigue locale 2.3. Une approche de type statistique des extrêmes [Beretta & Murakami, 1998] est ensuite utilisée pour prendre en compte l'impact de la taille de l'échantillon sur la tenue en fatigue [Pomberger et al., 2020b].



FIGURE 2.3 – Exemple de carte surfacique représentant le facteur de sensibilité à l'entaille calculé en surface pour la fatigue $K_{f,s}$ [Pomberger et al., 2020b].

2.1.4 Contexte des travaux réalisés

Mon activité sur la problématique de l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue a commencé avec le projet ANR Defisurf de 2012 à 2016 et la thèse de Benjamin Gerin dirigée par Franck Morel. Dans ce projet nous avons étudié l'impact de défauts de surface locaux générés par le procédé de forgeage à chaud sur la tenue en fatigue. Dans ce cadre nous avons fait l'acquisition d'un profilomètre 3D Bruker par interférométrie optique, outil très utile pour caractériser la topologie de surface. Les pièces forgées à chaud étant majoritairement grenillées nous avons également étudié l'impact du grenailage et donc des contraintes résiduelles sur la nocivité des défauts de forgeage en fatigue. Un modèle non local basé sur le modèle de Taylor et de Dang Van a permis de modéliser les effets combinés de la présence d'un défaut local et de contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue [Gerin et al., 2017, Gerin et al., 2018]. Nos travaux sur l'impact de l'état de surface se sont poursuivis par le Projet FUI QUAUSI de 2014 à 2018 et la thèse de

Foued Abroug sous la direction de Guenaël Germain et Franck Morel. Les principaux résultats des travaux de Foued Abourg obtenus sur les pièces en Al 7050 usinées en bout sont repris dans la partie suivante. Les travaux conduits sur la tenue en fatigue des pièces brutes obtenues par fabrication additive abordés dans le dernier chapitre de ce rapport s'inscrivent également dans la poursuite de ces travaux.

2.2 Impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue de l'Al 7050 usiné en bout

2.2.1 Problématique posée

La majorité des pièces métalliques utilisées dans l'aéronautique sont réalisées en fraisage. Avec l'amélioration des procédés d'usinage et l'arrivée de l'usinage à Grande Vitesse les qualités d'état de surface obtenues via ce procédé sont remarquables. Ce développement s'est accompagné d'un durcissement des exigences de surface en vigueur motivées par des raisons techniques ou esthétiques. Malgré tout, le procédé d'usinage peut parfois générer des défauts de surface, soit accidentelles suite à la rupture d'une dent d'outil par exemple, soit systématiques comme entre deux passages de l'outil suite à un retournement de la pièce. Pour respecter les exigences d'état de surface ces défauts sont systématiquement supprimés par un procédé coûteux de parachèvement (ponçage) le plus souvent manuel (figure 2.4). L'objectif de ces travaux était donc de fixer les critères de contrôle de surface discriminants vis à vis de la tenue en fatigue afin de décider s'il est nécessaire ou non d'imposer une opération de parachèvement.

Pour répondre à ce verrou industriel, il est nécessaire d'aborder certains verrous scientifiques et de se poser les questions suivantes :

- Quels sont les mécanismes d'amorçage et de micro-propagation des fissures de fatigue pour différentes conditions d'intégrité de surface et ceci en lien avec la nature et la géométrie des défauts considérés ?
- Peut-on analyser l'impact sur la durée de vie des défauts et de la rugosité induits par les opérations d'usinage sous l'angle des effets de gradient et des effets de taille communément observés en fatigue ?
- Quelle est la modélisation de la résistance en fatigue la plus adaptée à la prise en compte de la grande variété des défauts d'usinage considérés dans ces travaux ? Les différents paramètres de rugosité disponibles dans la littérature suffisent-ils à rendre compte des comportements en fatigue observés expérimentalement ? Faut-il privilégier l'utilisation d'approches locales, non locales, déterministes, probabilistes... ?

2.2.2 Caractérisation du comportement en fatigue d'éprouvettes usinées en bout

De nombreuses études de la littérature montrent que les conditions d'usinage ont un impact importants sur la topologie de surface, le gradient de microstructure et de contraintes résiduelles générés pendant l'opération. Citons les travaux de Brunet [Brunet, 1991] qui observe que la tenue en fatigue d'éprouvettes en Al 7075 usiné en roulant est contrôlé par l'intensité des contraintes résiduelles induites par l'usinage. Pour le cas de l'usinage en bout des alliages de la série 7XXX, plusieurs travaux ont en revanche montré que c'est la topologie de surface qui contrôle la tenue [Shahzad et al., 2010, Suraratchai et al., 2008].

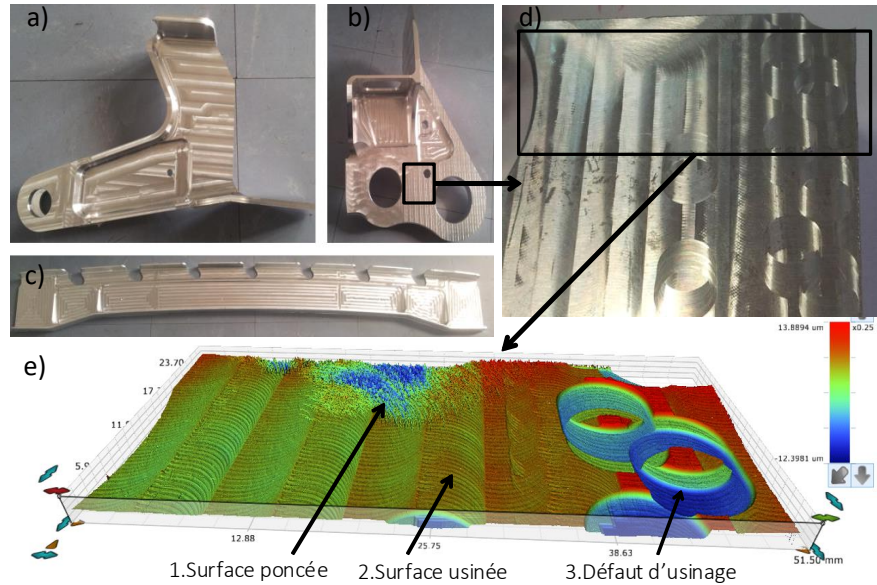


FIGURE 2.4 – Exemples de pièces usinées en Al série 7XXX et fournies par la société Figeac Aéro, a) et b) ferrures montées au niveau des ailes pour des liaisons pivot de volets et c) cadre, d) zoom sur la partie scannée, e) topologie de surface en 3D illustrant différents types de surface rencontrés.

Dans cette étude l'impact de l'usinage sur les contraintes résiduelles et sur la microstructure sera donc négligé et seul l'impact de la topologie sera abordé.

Le matériau étudié dans ces travaux est l'alliage d'aluminium 7050 (AlZn6CuMgZr) et prélevé à partir d'une tôle de 30mm d'épaisseur. La microstructure de cet alliage est composée de grains d'une longueur située entre 5-300 μm dans la direction de longitudinale (Rolling Direction) et transverse (Transverse Direction), et 5–50 μm dans l'épaisseur (Normal Direction), voir figure 2.5 a). Différents types de particules intermétalliques (Mg_2Si , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, MgZn_2 , AlCuZn , etc...) réputées pour être critiques en fatigue [Shahzad et al., 2010, Gupta & Agnew, 2011] de part leur caractère fragile sont également présentes (figure 2.5 b)).

Afin de caractériser l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue, 3 lots de 15 éprouvettes destinés à être testés en flexion alternée ont été usinés. Le premier lot a été usiné dans des conditions optimales, les deux seconds dans des conditions dégradées afin d'obtenir des topologies de surface différentes (figure 2.6). Les détails des paramètres de coupe utilisés sont disponibles dans [Abroug et al., 2018b]. A ces 3 lots usinés, s'ajoute un lot supplémentaire de référence composé de 20 éprouvettes et dont la surface a été polie. La notation des lots utilisée précise la rugosité arithmétique de surface mesurée sur le lot concerné, le lot noté M1.1, est donc un lot usiné (Machined) avec un Sa de 1.1 μm .

La figure 2.7 présente les courbes de Wöhler des différents lots testés. Pour ce matériau sollicité en flexion, un plateau apparaît dès les 3.10^5 cycles. Cette hypothèse a pu être confirmée par un test complémentaire pour lequel une éprouvette du lot M1.1 a été testée à 150MPa jusqu'à $2.2.10^7$ cycles sans qu'il n'y ait rupture. L'analyse conduite dans cette étude porte sur l'impact de l'état de surface sur le niveau de ce plateau dont le niveau est faiblement dispersé en contrainte.

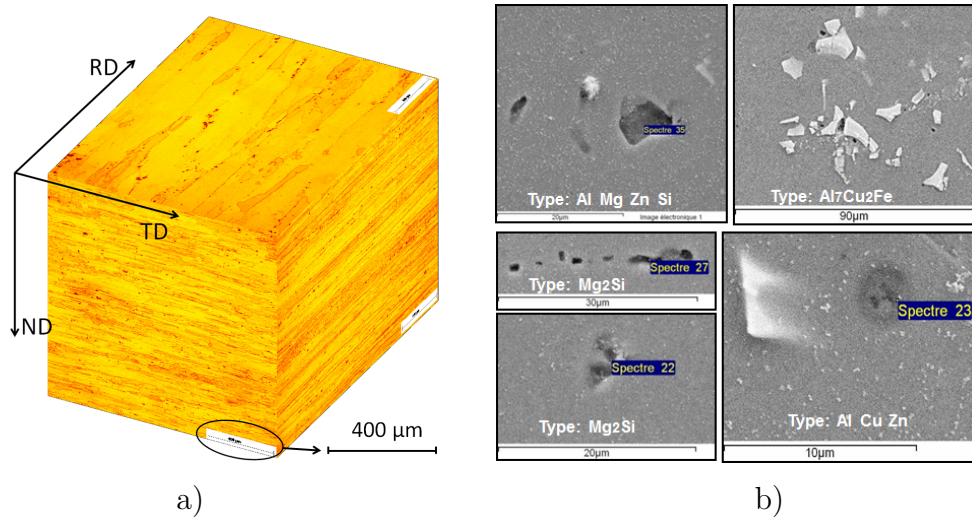


FIGURE 2.5 – a) Microstructure et b) particules intermétalliques dans l'aluminium 7050.

Surface state	$\bar{\sigma}_D$ [MPa]	S_a [μm]	$R_{a_{max}}$ [μm]	S_q [μm]	S_z [μm]	S_{ku}	S_{vi}
P0	174	0.04	0.02	0.05	0.42	3.55	0.12
M1.1	159	1.1	1.02	1.19	7.12	2.5	0.09
M4.2	141	4.2	9.27	6.41	45.5	7.36	0.05
M5.5	119	5.5	7.1	5.74	29.1	1.94	0.04

TABLEAU 2.1 – Tenue en fatigue à 2.10^6 cycles et différents caractéristiques d'état de surface pour les différents lots testés.

Toutes les éprouvettes usinées ont été scannées au profilomètre 3D avant et après essai. Ces résultats couplés à l'analyse des faciès de rupture ont permis d'identifier précisément la localisation de l'amorçage sur le profil (figure 2.8). Premièrement, pour toutes les éprouvettes testées l'amorçage est toujours localisé en un point et aucune coalescence entre fissure n'a donc été observée. L'amorçage est toujours localisé en surface ou dans les premiers microns de la surface. Pour la majorité des éprouvettes (plus de 90%) et ce quelque soit le lot, l'amorçage est localisé à partir d'une particule intermétallique ou dans des zones riches en précipités de type MgZn_2 détectable à l'EDS (figure 2.8). Seul le lot M4.2 à faible nombre de cycles (inférieur à 2.10^5 cycles) montre systématiquement un amorçage sans présence de particule. Pour les lots usinés M4.2 et M5.5, l'amorçage est localisé au fond des stries d'usinage avec la présence d'une particule intermétallique (figure 2.8). La localisation plus précise au fond des stries est aléatoire car la position des particules intermétalliques au sein du matériau est aléatoire. De par la faible densité des particules, la probabilité de rencontrer une particule localisée au point le plus fortement chargé mécaniquement au fond des stries est relativement faible. Pour résumer, pour le lot poli, l'amorçage est localisé aléatoirement sur l'ensemble de la surface de l'éprouvette et pour les lots usinés l'amorçage est localisé aléatoirement au fond des stries d'usinage par la position aléatoire des particules inter-métalliques.

Sur la figure 2.9, la position du site d'amorçage est localisée sur le scan 3D de surface et sur le graphique illustrant l'évolution de la rugosité R_a mesurée dans la direction de l'éprouvette et à différentes positions selon la largeur. Pour les 2 lots M4.2 et M5.5, les

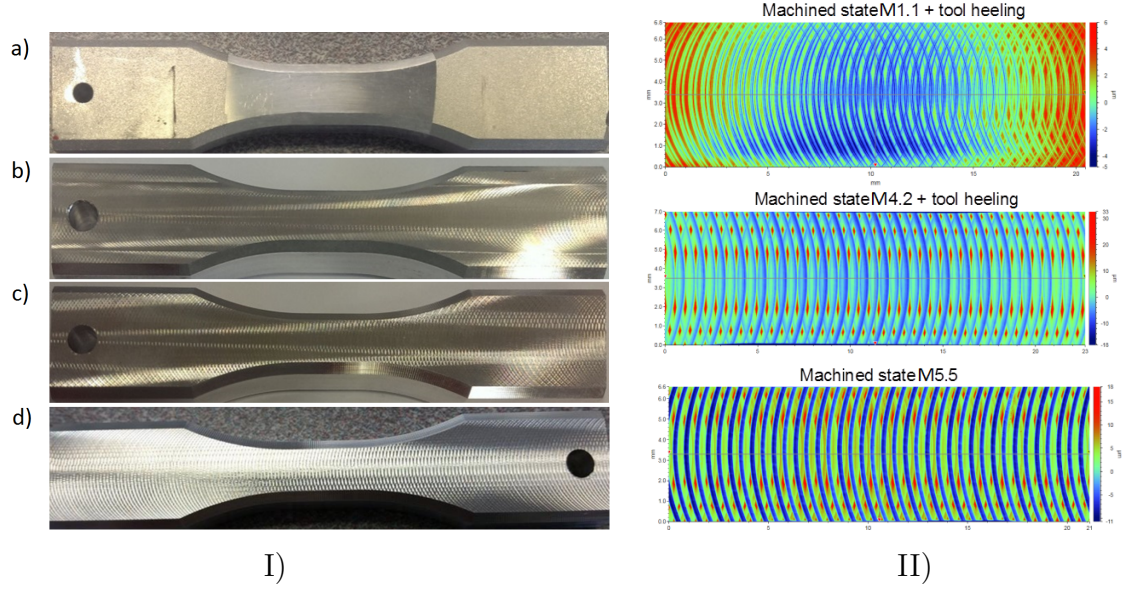


FIGURE 2.6 – I) Photos des éprouvettes, II) Scan profilométrique associé aux éprouvettes usinées en condition : b) optimale, c) dégradée M4.2 et d) dégradée M5.5.

sites d'amorçage sont répartis sur des zones où la rugosité R_a est élevée et faible. La figure 2.9 permet d'illustrer que la rugosité arithmétique R_a n'est dans ce cadre pas une grandeur pertinente pour localiser l'amorçage et sur laquelle se baser pour le dimensionnement.

Cette analyse des mécanismes d'endommagement est cruciale car elle permet de comprendre pourquoi l'amorçage n'est pas systématiquement localisé sur le point le plus fortement chargé mécaniquement. Pour cette problématique, les approches basées sur l'estimation du champ contrainte au point le plus critique sont donc inadaptées et il est nécessaire de prendre en compte l'ensemble du volume sollicité de la structure (ou de l'éprouvette) pour prédire le comportement en fatigue. Le tableau 2.1 reprend les tenues en fatigue des différents lots (estimées par StairCase) ainsi que leurs caractéristiques d'état de surface. Le $R_{a_{max}}$ qui correspond à la valeur maximale de Rugosité arithmétique (Equation 2.1) mesurée sur une ligne orientée parallèlement au chargement et donc représentative de la ligne la plus "rugueuse" suit des tendances différentes de la limite d'endurance. La rugosité arithmétique de surface S_a (Equation 2.2) qui prend en compte l'ensemble de la surface suit la même tendance que la limite d'endurance et semble être le paramètre d'état de surface le mieux à même de capter l'impact de la topologie de surface sur la tenue en fatigue.

$$R_a = \frac{1}{l_n} \int_0^{l_n} |Z(x)| dx \quad (2.1)$$

$$S_a = \frac{1}{S} \iint_S |Z(x, y)| dxdy \quad (2.2)$$

Afin de mieux comprendre les tendances observées, des calculs en élasticité ont été conduits à partir des scans de surface réalisés au profilomètre [Abroug et al., 2018b]. Les résultats montrent que les coefficients de concentration de contrainte des deux lots M4.2 et M5.5 sont égaux malgré des limites d'endurance très différentes. Ce résultat confirme les premières hypothèses. La tenue en fatigue des éprouvettes testées semble être pilotée par l'intensité de la concentration de contrainte imposée par le profil de rugosité mais également par la taille de la surface sollicitée qui contrôle la probabilité de rencontrer

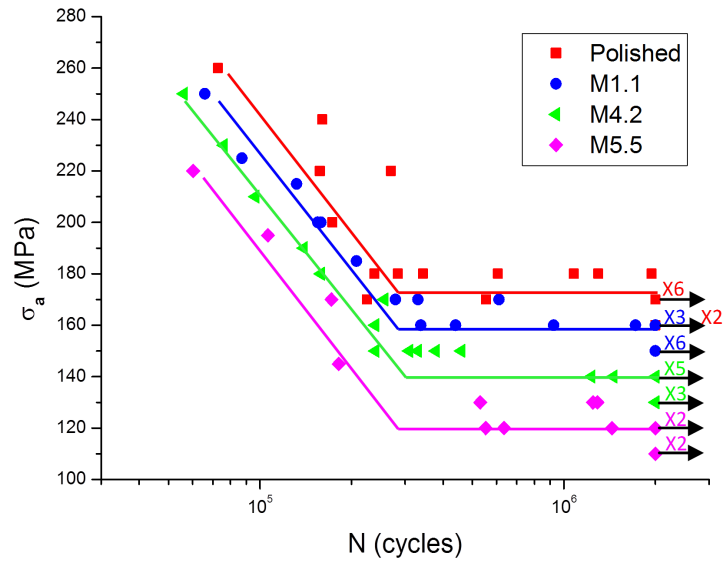


FIGURE 2.7 – Courbe de Wöhler des 3 lots usinés et du lot poli

une particule intermétallique fortement chargée. Pour simplifier, la topologie de surface peut être vue mécaniquement comme une surface composée d'une succession d'entailles dont la taille varie sur nos éprouvettes en fonction de la topologie de surface étudiée. Si c'est la taille du volume sollicité qui contrôle la tenue alors changer d'état de surface pourrait être analogue à changer le nombre de défauts singuliers. C'est cette représentation assez simpliste de la rugosité qui a conduit à l'étude expérimentale présentée dans la prochaine partie où des éprouvettes contenant différentes tailles et nombre de défauts ont été testées en fatigue (figure 2.11). Utiliser des éprouvettes possédant des défauts artificiels permet contrairement aux états de surface usinées de bien maîtriser les volumes sollicités et l'intensité des contraintes maximales imposées.

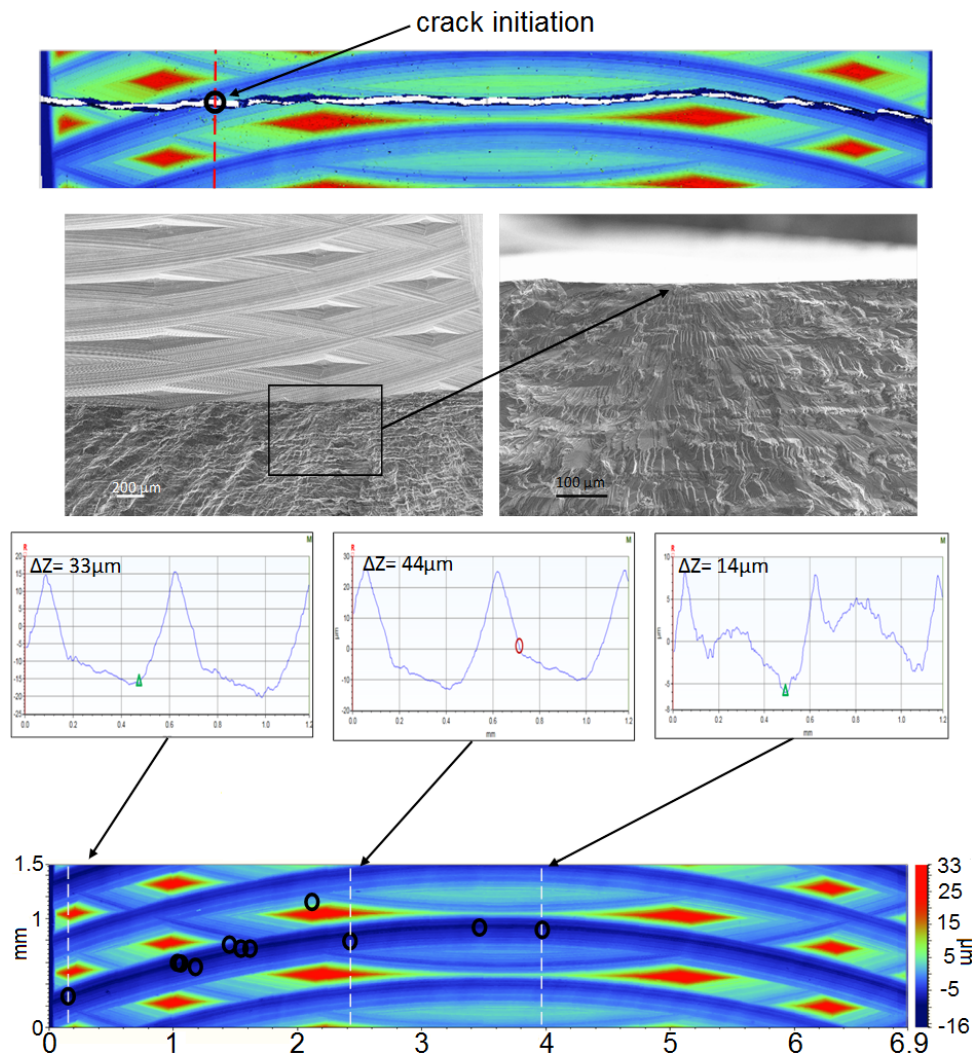


FIGURE 2.8 – Localisation de l'amorçage en surface, sur le profil 2D et le faciès de rupture pour le lot M4.2.

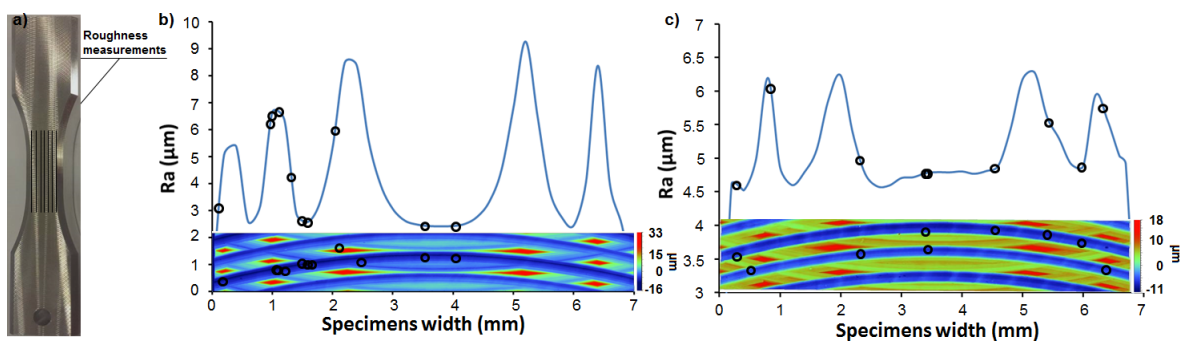


FIGURE 2.9 – Localisation de l'amorçage sur le scan surfacique et sur la courbe présentant l'évolution de la rugosité arithmétique R_a mesurée le long de l'éprouvette en fonction de la position de la ligne de mesure a) pour les lots b) M4.2 and c) M5.5.

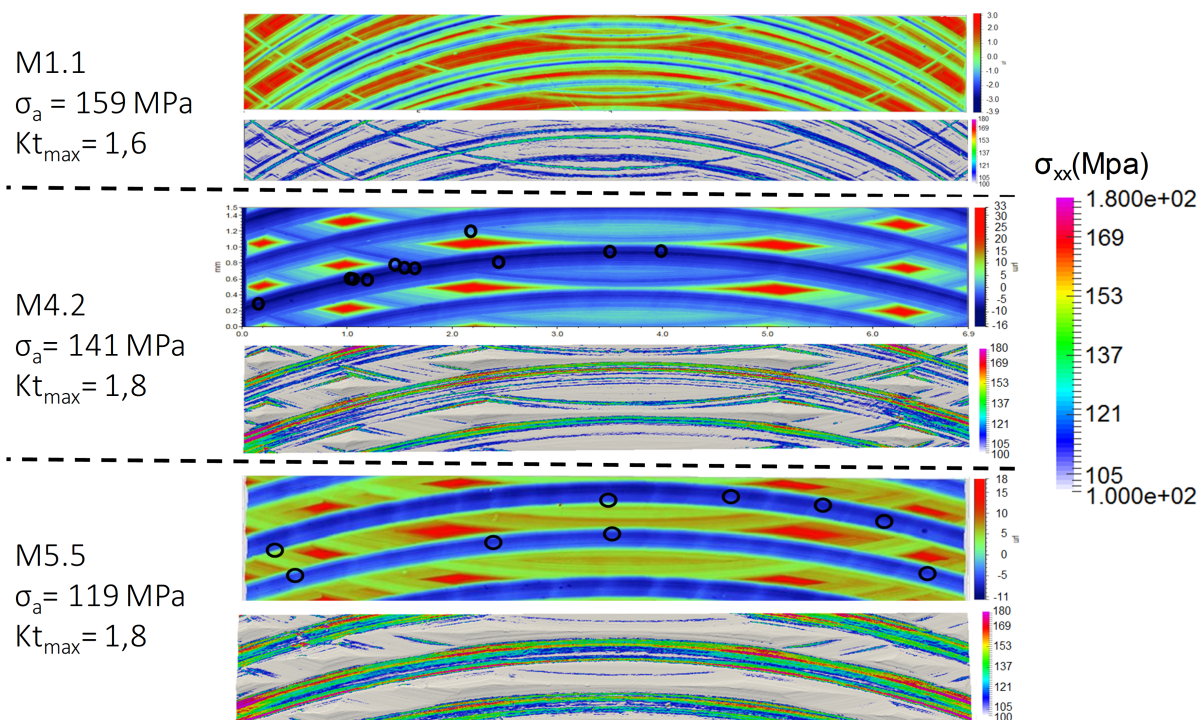


FIGURE 2.10 – Champ de contrainte en surface et scan profilométrique associé pour les 3 lots usinés testés, les points précisent la localisation de l’amorçage pour chacune des éprouvettes testées.

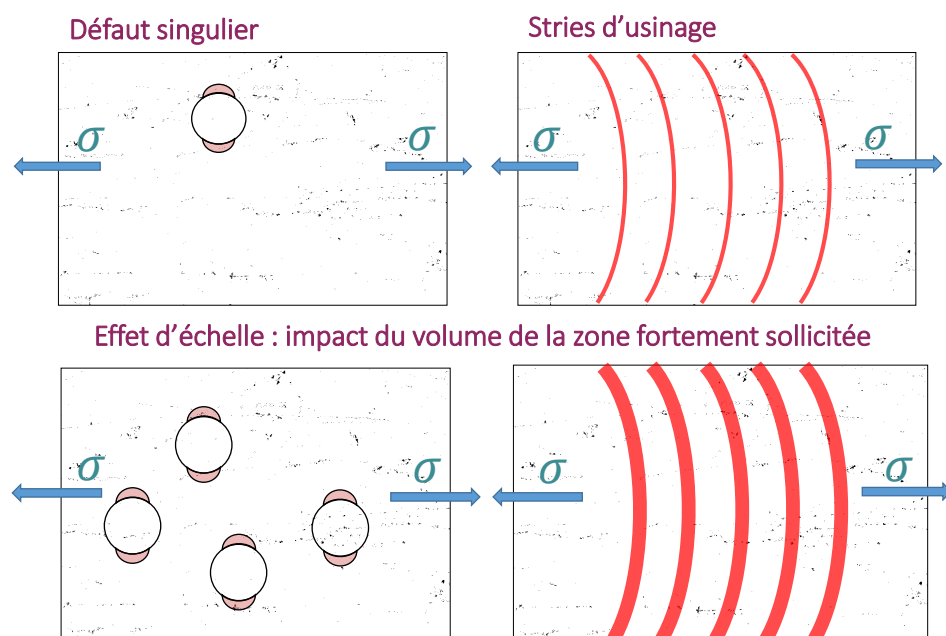


FIGURE 2.11 – Schéma de principe présentant l’analogie entre défauts singuliers et des topologies de surface usinée en bout.

2.2.3 Caractérisation du comportement en fatigue d'éprouvettes possédant des défauts artificiels

Les résultats obtenus sur surface usinée laissent penser qu'un effet d'échelle ou de volume sollicité est à l'origine des différences de tenue en fatigue observées entre les lots. Afin d'étudier plus finement l'impact des défauts de surface et du volume sollicité sur la tenue en fatigue, des défauts artificiels ont été introduits en surface d'éprouvettes de flexion. Ces défauts hémisphériques de dimensions maîtrisées présentent l'intérêt de générer un coefficient de concentration de contrainte en flexion d'environ 2, valeur proche des concentrations de contraintes locales maximales calculés pour les profils M4.2 et M5.5 ($Kt \approx 1.8$, figure 2.8). Afin de modifier significativement le volume sollicité, des éprouvettes avec un nombre différent de défaut (1, 22 et 44 défauts) ont été sollicitées en fatigue.

Les détails de la taille et du nombre de défauts introduits pour chacune des éprouvettes sont précisés dans le tableau 2.2 et illustré figure 2.12. Au total, 660 défauts répartis sur 58 éprouvettes ont été usinés. Pour l'introduction des nombreux défauts, l'électro-érosion pour des raisons de coûts et de temps d'usinage était inenvisageable pour ce projet. Pour répondre à notre besoin, une machine de micro-perçage équipée d'une broche de 80 000 tour/min et d'un pilotage micrométrique motorisé a spécialement été développée et fabriquée. Cette machine permet d'usiner des trous hémisphériques pouvant descendre jusqu'à 60µm de diamètre avec une précision en profondeur de l'ordre de quelques microns.

Diamètre [µm]	1 défaut	22 défauts	44 défauts
60	0	2	0
100	3	2	0
200	3	3	0
400	10	10	3
600	3	3	0
800	3	3	0

TABLEAU 2.2 – Récapitulatif des essais réalisés contenant des défauts hémisphériques.

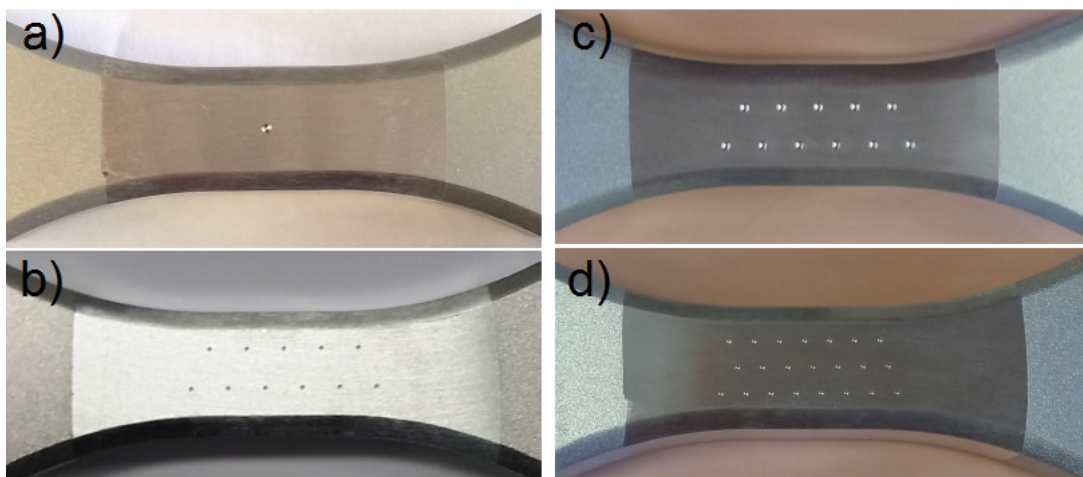


FIGURE 2.12 – Epreuve de flexion contenant a) 1 défaut de Ø800µm, b) 22 défauts de Ø400µm, c) 22 défauts Ø600µm et d) 44 défauts de Ø400µm.

L'ensemble des résultats des essais de fatigue contenant un ou des défauts hémisphériques est présenté dans un diagramme de Kitagawa-Takahashi (figure 2.13). Pour les différentes tailles et nombres de défauts, les barres d'erreurs représentent l'étendue des limites d'endurance estimées pour les différents lots testés. À titre d'exemple, dans le cas du lot d'éprouvettes contenant 1 défaut de $\varnothing 400\mu\text{m}$, l'étendue de la limite d'endurance est de 20 MPa car toutes les éprouvettes du StairCase ont été rompues pour des chargements compris entre 130 MPa et 150 MPa. La valeur moyenne représentée par le carré bleu représente la limite de fatigue moyenne (137 MPa) identifiée par la méthode StairCase. Pour les éprouvettes contenant un seul défaut, les essais de fatigue permettent de retrouver un diagramme classique de Kitagawa-Takahashi (figure 2.13). Dans ce diagramme, l'évolution de la limite d'endurance avec la taille de défaut pour des défauts de taille supérieure à $60\mu\text{m}$ décrit parfaitement une droite. Le tracé des 2 asymptotes pour des faibles et grandes tailles de défaut permet d'identifier une taille critique proche de $40\mu\text{m}$. Pour les éprouvettes contenant 22 défauts, l'évolution de la limite d'endurance avec la taille de défaut suit également une droite dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi, mais cette fois-ci uniquement pour les défauts de tailles supérieures ou égales à $100\mu\text{m}$. La tenue des éprouvettes avec une taille de défaut $60\mu\text{m}$ ne suit pas la même tendance que celles des éprouvettes avec plus gros défaut. Le diagramme de Kitagawa-Takahashi (figure 2.13) permet également d'observer l'impact significatif du nombre de défauts sur la tenue en fatigue. Une baisse de la limite d'endurance de l'ordre de 20 MPa et donc de 15 % est observée lorsque le nombre de défauts est multiplié par 22.

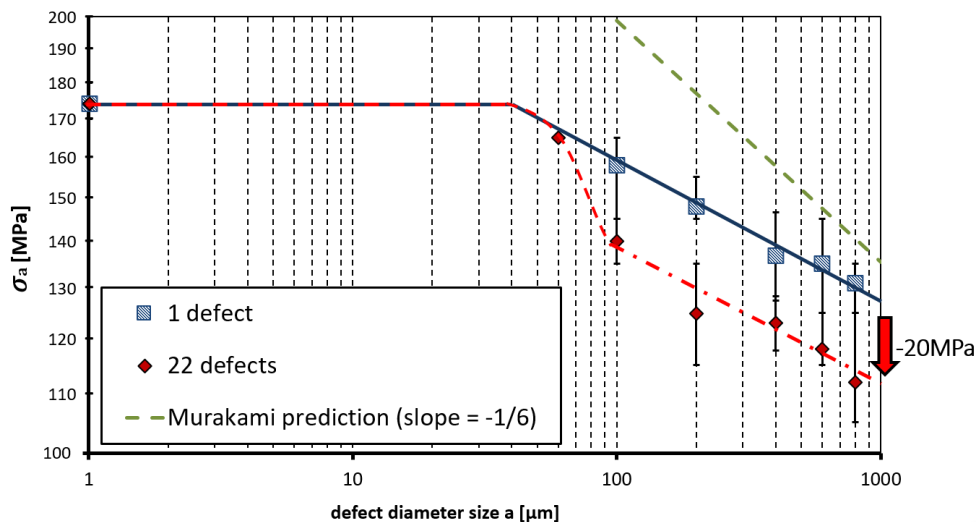


FIGURE 2.13 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi synthèse des résultats obtenus avec défauts artificiels sur l'alliage d'Al 7050.

La figure 2.14 présente l'évolution de la limite d'endurance estimée à 2.10^6 cycles en fonction du nombre de défauts et donc indirectement du volume sollicité. L'ensemble de ces essais illustre l'impact de l'effet d'échelle sur la limite d'endurance du matériau étudié.

Concernant les mécanismes d'endommagement, en dessous d'une taille de $100\mu\text{m}$, la fissure ne s'amorce parfois pas au niveau du défaut introduit. Au-dessus de cette taille, l'amorçage de fissure est systématiquement localisé au niveau d'un défaut hémisphérique.

Environ 50% des amorçages montrent la présence de particules et ce quel que soit la taille ou le nombre de défauts introduits. En l'absence de particules, l'amorçage est

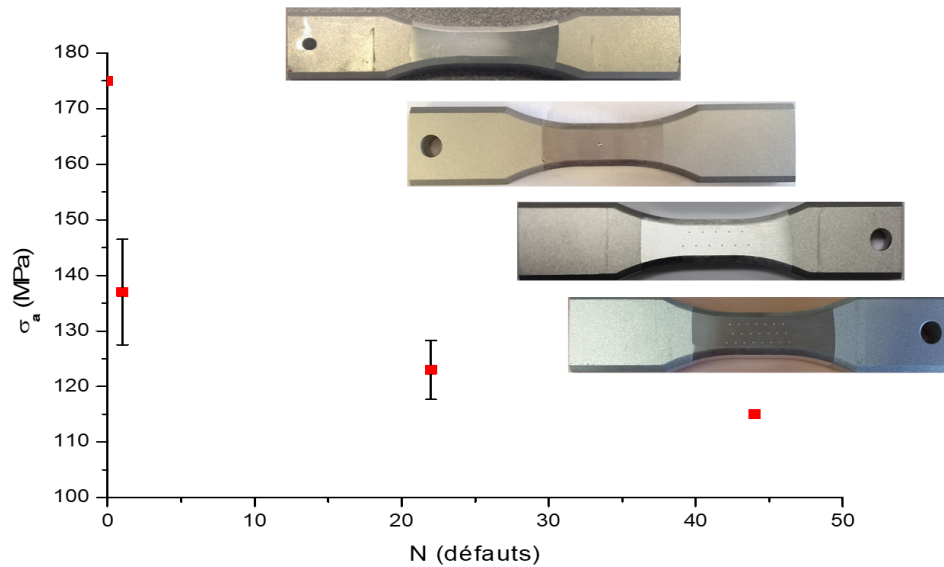


FIGURE 2.14 – Evolution de la limite en fatigue en fonction de nombre de défauts en surface de diamètre 400 μ m

localisé au niveau de la zone la plus fortement chargée mécaniquement, selon le critère de Von Mises, située à l'intersection surface plane-défaut (figure 2.15). Lorsqu'une particule est présente, l'amorçage est alors aléatoirement localisé le long du profil du défaut (figure 2.16). La chute de la limite d'endurance avec l'augmentation du nombre de défauts ne peut pas être expliquée simplement par la présence d'une particule à l'amorçage car le pourcentage de site amorçage avec particule est le même pour les lots avec 1 et 22 défauts. D'autres hétérogénéités microstructurales comme la taille des grains (dont la taille peut être relativement grande pour ce matériau) ou encore l'orientation cristalline locale autour des défauts pourraient également être à l'origine de cet effet d'échelle.

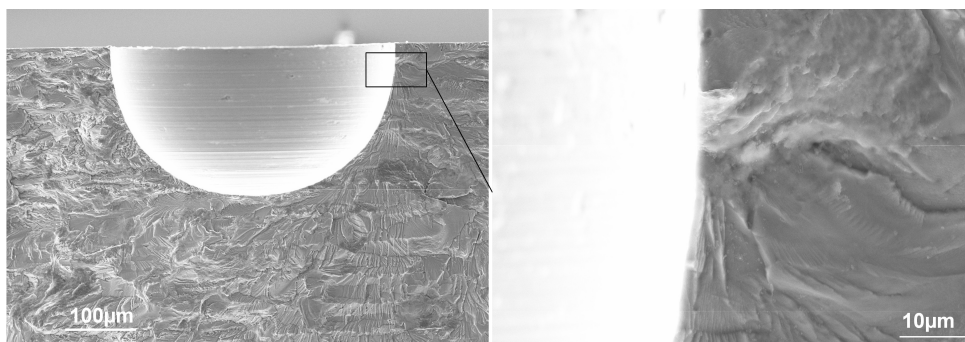


FIGURE 2.15 – Amorçage localisé au niveau de la zone la plus fortement chargée mécaniquement sans présence de particule à l'amorçage le long d'un défaut de diamètre 400 μ m.

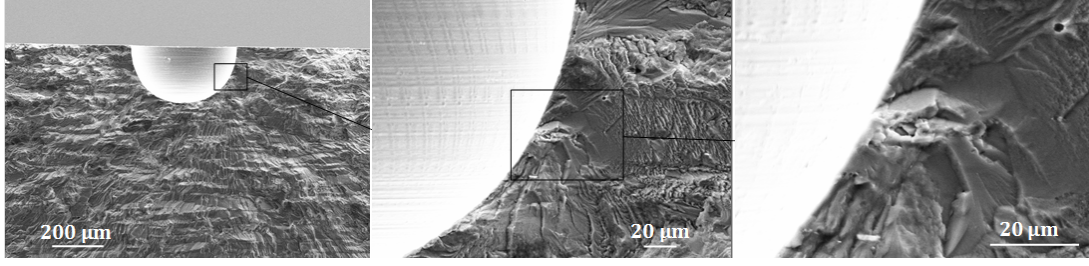


FIGURE 2.16 – Amorçage à partir d’une particule située le long d’un défaut de diamètre 400μm.

2.2.4 Modélisation probabiliste pour la prise en compte de l’impact de la topologie de surface sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles

Dans cette partie, l’approche probabiliste développée est pour des raisons de simplicité d’abord appliquée aux éprouvettes contenant un ou plusieurs défauts hémisphériques. Cette première étape permet également d’identifier les différents paramètres du modèle proposé. Le modèle ainsi paramétré sera appliqué aux états de surfaces complexes issus d’opérations d’usinage en bout.

2.2.4.1 Modèle probabiliste

Le cadre probabiliste est basé sur les mêmes ingrédients que celui proposé dans la partie I. Le seuil d’amorçage de fissure est défini en contrainte à l’échelle locale par une loi de Weibull. Le maillon le plus faible est ensuite utilisé pour calculer la probabilité de rupture de l’ensemble du volume de l’éprouvette en faisant le produit des probabilités de survie locales. Les mécanismes d’amorçage observés sur surface polie et sur le pourtour du défaut semblant être de même nature, un seul mécanisme est ici considéré. Le défaut n’est donc dans ce cadre plus considéré comme une fissure pré-existante mais comme un défaut de surface générant un champ de contrainte particulier.

Au lieu de considérer comme dans la partie précédente 2 mécanismes possibles (amorçage défaut et ou matrice) un seul mécanisme d’amorçage est ici considéré. Le maillon le plus faible est ensuite utilisé pour prendre en compte l’hétérogénéité du chargement généré par la présence de défaut ou de la topologie de surface. En reprenant l’expression de la probabilité de rupture de la structure (équation 1.5) exprimée en surface.

$$P_F = 1 - \exp \left[-\frac{1}{S_0} \int_{S_\Omega} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^m dS \right] \quad (2.3)$$

En introduisant le facteur d’hétérogénéité de contrainte en surface H_{ms} [Flaceliere & Morel, 2004] :

$$H_{ms} = \frac{1}{S_\Omega} \int_{S_\Omega} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{max}} \right)^m dS \quad (2.4)$$

avec σ_{max} la contrainte équivalent maximale sur la surface du composant :

$$\sigma_{max} = \max_{S_\Omega}(\sigma_{eq}) \quad (2.5)$$

L’expression de la probabilité de rupture totale de la structure devient :

$$P_F = 1 - \exp \left[-\frac{S_\Omega}{S_0} H_{ms} \left(\frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (2.6)$$

Afin de simplifier cette expression et établir un lien entre la limite d'endurance macroscopique, la tenue en fatigue du composant σ_a peut être exprimée par l'équation suivante :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_0}{K_{t_{max}}} \left[\frac{S_0}{S_\Omega} \frac{\ln \left(\frac{1}{1 - P_F} \right)}{H_{ms}} \right]^{1/m} \quad (2.7)$$

où $K_{t_{max}}$ est le coefficient de concentration de contrainte maximal défini par le rapport entre la contrainte maximale divisée par la contrainte nominale imposée.

$$K_{t_{max}} = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{applied}} \quad (2.8)$$

Dans le cas d'une éprouvette polie et d'un chargement simple, le facteur d'hétérogénéités de contrainte surfacique H_{ms} peut être exprimé analytiquement [Flaceliere & Morel, 2004]. Pour cette étude, le champ de contrainte en surface généré par le défaut surfacique est complexe et un calcul par éléments finis est nécessaire pour identifier cette quantité.

2.2.4.2 Simulation élément finis pour la prise en compte des défauts artificiels

Le facteur d'hétérogénéité surfacique de contrainte H_{ms} est dans le cadre de cette étude une grandeur permettant de caractériser l'hétérogénéité du chargement en surface à l'échelle de la structure. Afin de simplifier le calcul de H_{ms} et ne pas avoir à simuler l'intégralité de l'éprouvette, la surface totale est divisée en différentes cellules élémentaires contenant, ou non, un défaut hémisphérique (Fig.2.17). La surface de la cellule contenant un défaut est notée S_d et la surface de la cellule ne contenant pas de défaut est notée S_p .

Précisons que la définition de la taille de la cellule doit être compatible avec la taille et le nombre de défauts expérimentalement introduits. Pour les défauts supérieurs à $\varnothing 500\mu\text{m}$, la taille de la cellule est choisie égale à 3.1 mm x 3.1mm. Pour les défauts plus petits, la taille des cellules est choisie égale à 2.1 mm x 2.1mm ce qui permet d'être compatible avec les essais conduits avec 44 défauts de $\varnothing 400\mu\text{m}$.

Pour une éprouvette contenant n défauts, la notation proposée permet d'obtenir une expression simple du facteur d'hétérogénéité de contrainte de l'éprouvette H_{ms} basée sur le facteur d'hétérogénéité de contrainte de chacune des cellules avec défaut H_{ms_d} et sans défaut H_{ms_p} .

$$H_{ms} = \frac{1}{S_\Omega} \left[nS_d H_{ms_d} + \frac{S_\Omega - nS_d}{K_{t_{max}}^m} H_{ms_p} \right] \quad (2.9)$$

Avec H_{ms_d} le facteur d'hétérogénéité surfacique de contrainte d'une cellule contenant un unique défaut :

$$H_{ms_d} = \frac{1}{S_d} \int_{S_d} \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_{max}} \right)^m dS \quad (2.10)$$

et H_{ms_p} le facteur d'hétérogénéité surfacique de contrainte d'une cellule ne contenant pas de défaut et égal à un dans notre cas :

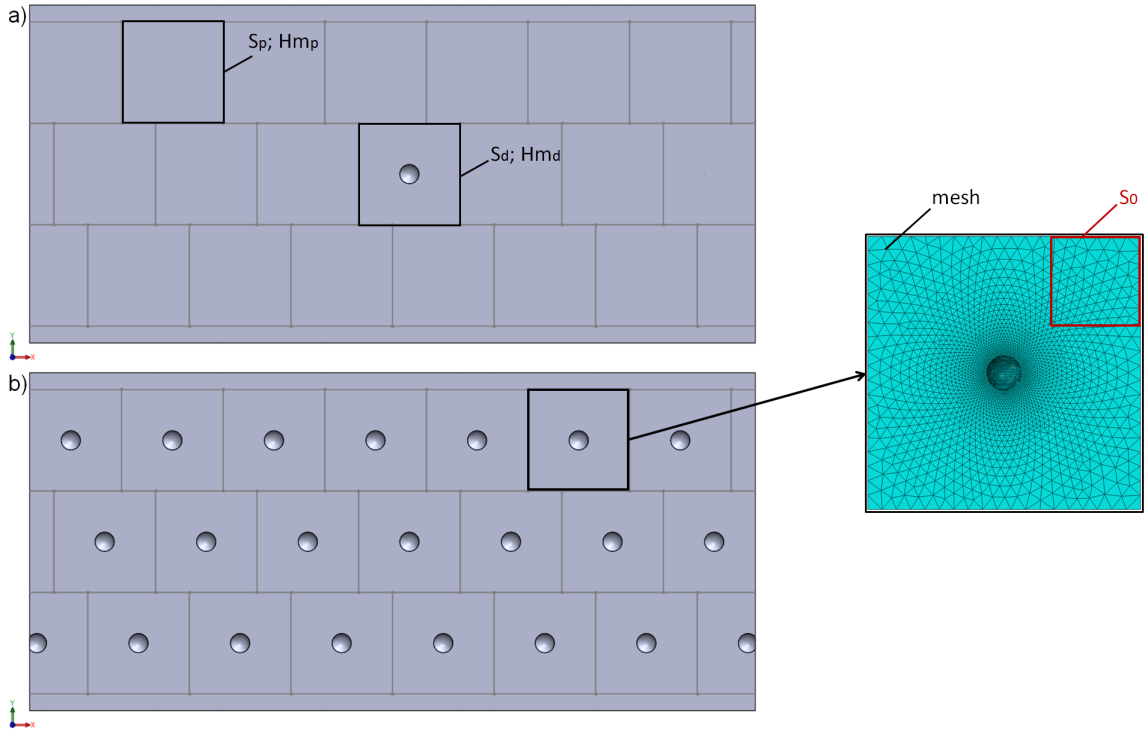


FIGURE 2.17 – Illustration des deux types de cellules notées Sp et Sd utilisées dans l’approche a) 1 défaut ;b) 44 défauts de surface.

$$H_{msp} = 1 \quad (2.11)$$

Le facteur d’hétérogénéité de contraintes d’une cellule contenant un défaut nécessite l’emploi de la simulation numérique. Pour cela, des simulations éléments finis ont été conduites sur le logiciel ABAQUS. Pour ce calcul, le matériau est considéré homogène avec un comportement élastique et que les contraintes résiduelles sont négligées. Un chargement de flexion représentatif du chargement expérimental est appliqué au volume élémentaire. Le facteur de concentration de contrainte maximum $K_{t_{max}}$ est le même pour les différentes tailles de défaut et est égal à 2,2. Sous la sollicitation de flexion, la contrainte maximale principale n’est pas localisée au fond du défaut mais le long du défaut dans une zone proche de la surface (figure 2.18).

2.2.4.3 Identification des paramètres du modèle

Le modèle proposé contient 2 paramètres qui décrivent la fonction de distribution de la tenue à l’échelle locale, à savoir le paramètre de forme m et d’échelle σ_0 . Pour identifier ces 2 paramètres, les résultats du staircase conduit sur les éprouvettes contenant un unique défaut de $\varnothing 400\mu\text{m}$ est utilisé comme référence. Pour ce lot, la tenue en fatigue à 2.10^6 cycles est de $\bar{\sigma}_a = 137 \text{ MPa}$ avec un écart type $\bar{\sigma}_a$ de 9.5 MPa. Le paramètre de forme m associé à la dispersion de la loi de Weibull peut directement être estimé à partir de la moyenne et de l’écart type de la loi normale déterminé par le stairCase en utilisant la relation suivante (2.12) :

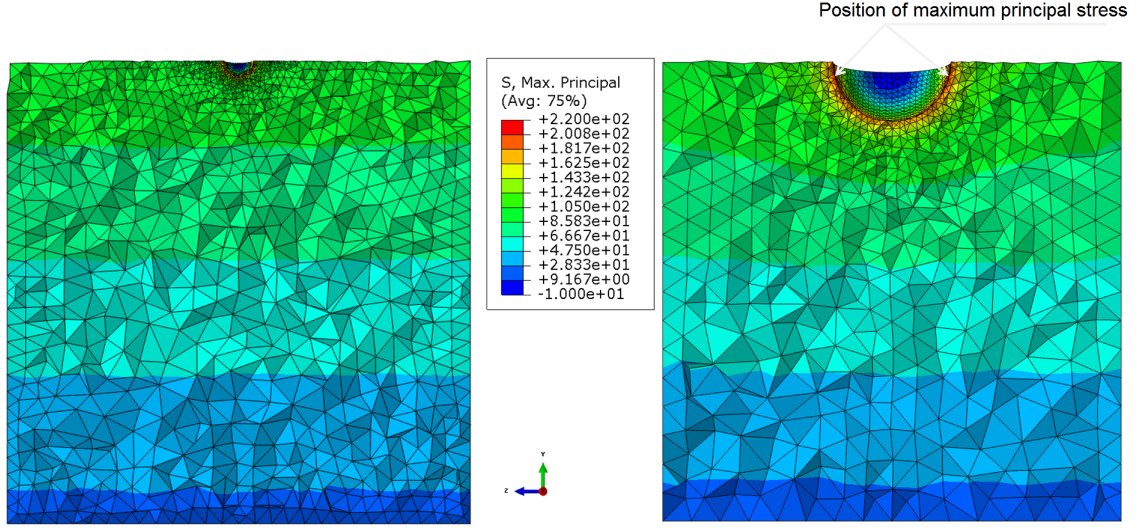


FIGURE 2.18 – Distributions de la contrainte pour des défauts de taille Ø200µm et Ø800µm. La contrainte nominale imposée en surface est de 100 MPa.

$$\frac{\bar{\bar{\sigma}}_a}{\bar{\sigma}_a} = \frac{\sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{m}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{m}\right)}}{\Gamma\left(1 + \frac{1}{m}\right)} \quad (2.12)$$

ou Γ est la fonction Gamma (or fonction d'Euler) donnée par :

$$\Gamma(t) = \int_0^\infty x^{t-1} e^{-x} dx \quad (2.13)$$

En utilisant les équations 2.12 et 2.13, la valeur de m identifiée est égale à 17.

Le facteur d'échelle σ_0 est ensuite identifié en utilisant l'équation 2.7 et les valeurs du facteur d'hétérogénéité de contrainte surfacique H_{ms} et de concentration de contrainte maximale $K_{t_{max}}$ déterminés à partir du calcul éléments finis d'une éprouvette contenant un défaut hémisphérique de diamètre Ø400µm. En prenant une surface élémentaire S_0 de 1mm^2 , σ_0 est égale à 240MPa.

2.2.4.4 Prédiction via une approche probabiliste surfacique

Le facteur d'hétérogénéité de contrainte surfacique peut être calculé pour différentes tailles et nombre de défauts. La figure 2.19 montre que $H_{ms}^{1/m}$ augmente avec la taille et le nombre de défauts car ils augmentent tous les deux la taille de la surface la plus fortement chargée et donc l'hétérogénéité du champ de contrainte.

Connaissant H_{ms} pour chaque taille de défaut, les équations 2.7 et 2.9 sont utilisées pour prédire la tenue en présence d'un unique et de 22 défauts. Sur la figure 2.20, les prédictions obtenues sont comparées aux résultats expérimentaux. On observe sur ce diagramme, que l'approche permet bien de retrouver l'allure connue du diagramme de Kitagawa-Takahashi composé de deux asymptotes. L'identification des paramètres m et σ_0 à partir du staircase du lot avec 1 défaut de diamètre 400µm permet bien de retrouver la tenue en fatigue du lot poli. En revanche les prédictions pour les défauts d'une taille

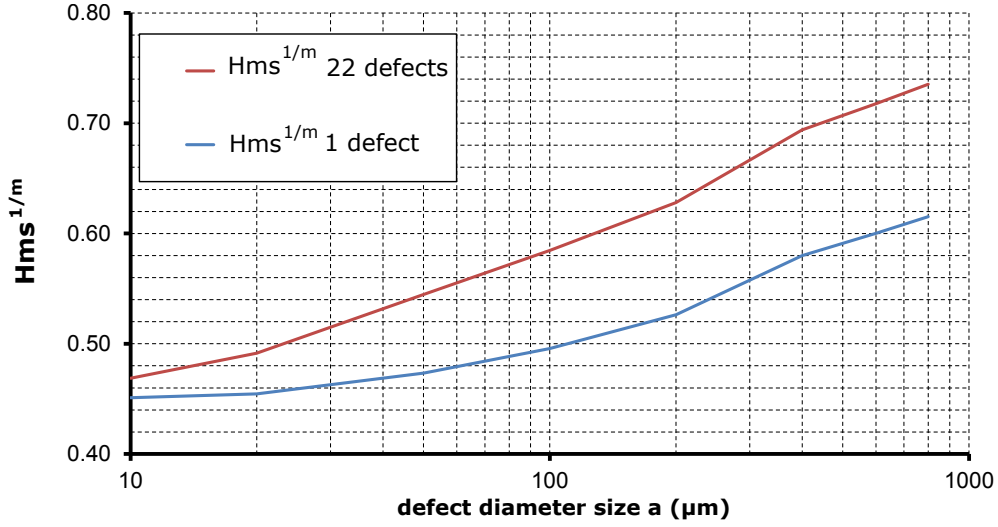


FIGURE 2.19 – Evolution du facteur d'hétérogénéité de contrainte $H_{ms}^{1/m}$ avec la taille de défaut et pour une éprouvette contenant 1 et 22 défauts.

située entre les deux asymptotes semblent très conservatrices et surestiment l'impact des 22 défauts $\varnothing 60 \mu m$

Pour un défaut de $\varnothing 400 \mu m$, la prédiction de l'évolution de la limite d'endurance pour différents nombres de défauts est confrontée aux résultats expérimentaux (figure 2.21). Les prédictions obtenues sont également relativement proches des résultats expérimentaux avec moins de 8 % d'erreur pour 22 défauts et moins de 5% pour 44 défauts. Cette courbe montre également que l'effet d'échelle est surtout prononcé pour des faibles nombre de défauts et qu'il tend à saturer lorsque le nombre défauts dépasse les 30 défauts. Cette tendance de saturation de l'effet d'échelle est classique en fatigue [Papadopoulos, 1993] [Delahay & Palin-Luc, 2006].

En résumé, l'approche probabiliste proposée basée uniquement sur l'analyse du champ de contrainte et le calcul du facteur d'hétérogénéités des contraintes semble un outil efficace pour modéliser le diagramme de Kitagawa-Takahashi et les résultats expérimentaux obtenus dans cette étude. La méthode surfacique surestime en revanche la limite d'endurance pour des défauts d'une taille proche de la taille critique de défaut, notamment pour le lot contenant 22 défauts de $\varnothing 60 \mu m$. L'une des limites de cette approche est qu'elle ne considère que l'extrême surface de l'échantillon alors qu'il est commun en fatigue d'observer des amorçages sur les premiers microns notamment en sous-couche. Une évolution de l'approche probabiliste surfacique intégrant la possibilité d'amorçage sur les premiers microns est proposée dans la partie suivante.

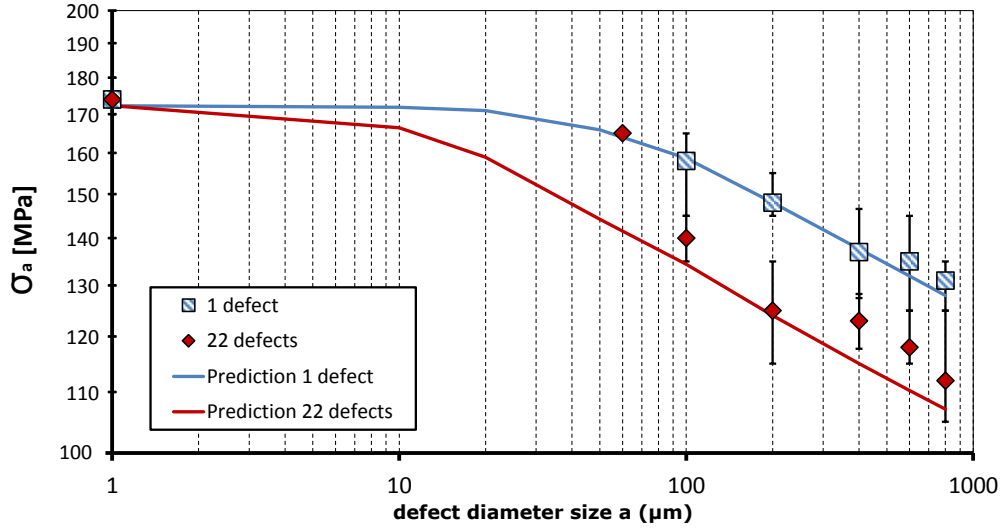


FIGURE 2.20 – Prédiction des diagrammes de Kitagawa-Takahashi via l’approche surfacique.

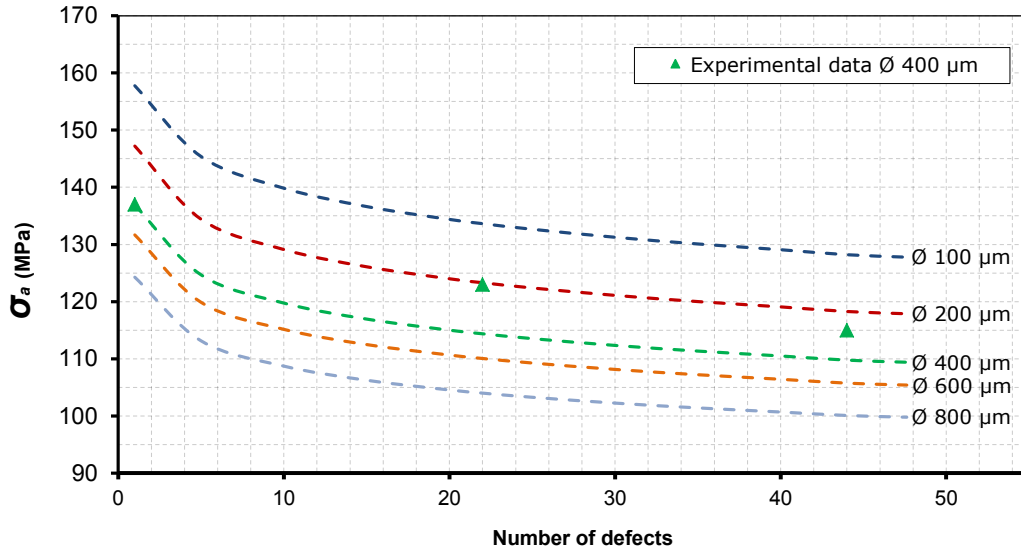


FIGURE 2.21 – Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus pour des éprouvettes contenant une quantité différente de défauts de $\varnothing 400\mu\text{m}$ et les prédictions de tenue via l’approche surfacique.

2.2.4.5 Prédiction via une approche probabiliste volumique

L’approche volumique développée dans cette partie utilise le même cadre probabiliste que l’approche surfacique. Les observations conduites sur l’ensemble des faciès de ruptures des éprouvettes contenant des défauts ont montré que des particules intermétalliques étaient parfois localisées le long des défauts et ce sur les 50 premiers micromètres en profondeur. Pour cette formulation, le facteur d’hétérogénéité de contraintes est exprimé via l’intégration du champ de contrainte dans un volume situé sur les 50 premiers micromètres $d^* = 50\mu\text{m}$ et noté V_Ω (voir figure 2.23).

Pour cette formulation volumique, le facteur d’hétérogénéité de contrainte H_{mv} s’écrit :

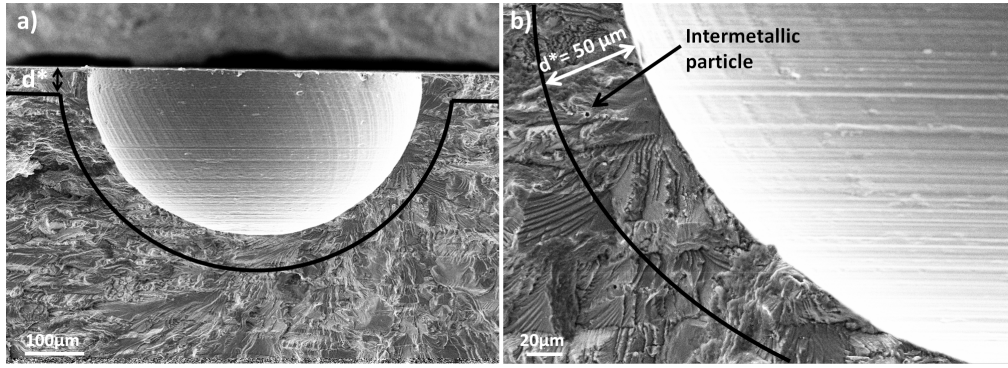


FIGURE 2.22 – Illustration du paramètre d^* sur le faciès d’une éprouvette contenant un défaut $\varnothing 60\mu\text{m}$, $d^*=50\mu\text{m}$

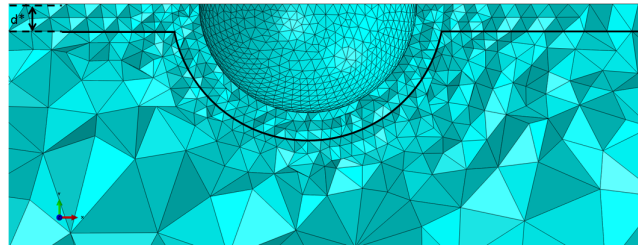


FIGURE 2.23 – Illustration du paramètre d^* dans le modèle éléments finis.

$$H_{mv} = \frac{1}{V_{\Omega}} \int_{V_{\Omega}} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{max}} \right)^m dV \quad (2.14)$$

ou σ_{max} , est la contrainte équivalente maximale sur le volume du composant :

$$\sigma_{max} = \max_{V_{\Omega}}(\sigma_{eq}) \quad (2.15)$$

Comme pour le paragraphe précédent, la limite d’endurance peut être estimée via l’expression :

$$\sigma_a = \frac{\sigma_0}{K_{t_{max}}} \left[\frac{V_0}{V_{\Omega}} \frac{\ln \left(\frac{1}{1 - P_F} \right)}{H_{mv}} \right]^{1/m} \quad (2.16)$$

où V_0 est le volume de référence.

Comme pour l’approche surfacique, le volume de l’éprouvette est divisé en différentes cellules contenant un défaut ou non. Le facteur d’hétérogénéité de contrainte volumique H_{mv} peut alors être exprimé comme une combinaison de H_{mv_d} et H_{mv_p} :

$$H_{mv} = \frac{1}{V_{\Omega}} \left[nV_d H_{mv_d} + \frac{V_{\Omega} - nV_d}{K_{t_{max}}^m} H_{mv_p} \right] \quad (2.17)$$

avec H_{mv_d} le facteur d’hétérogénéité d’une cellule contenant un défaut et H_{mv_p} le facteur d’hétérogénéité d’une cellule sans défaut.

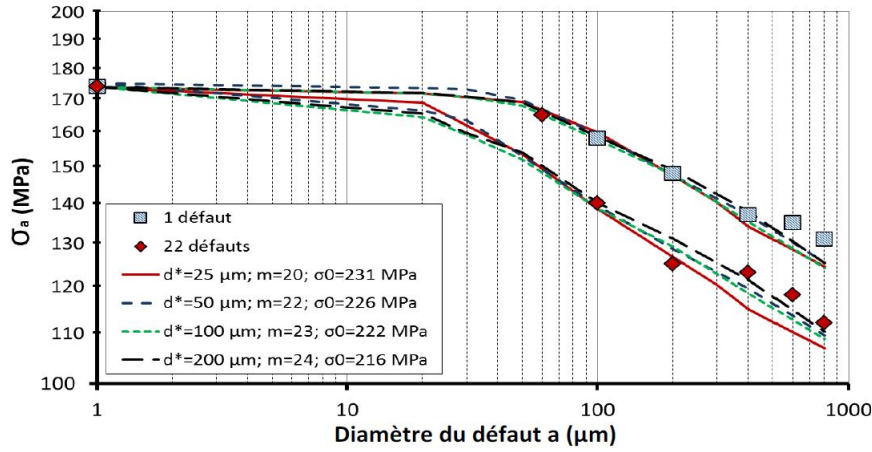


FIGURE 2.24 – Prédications du diagramme de Kitagawa-Takahashi via l’approche volumique et différentes valeurs de d^* : 25, 50 100 et 200 μm .

Concernant l’identification, le couple m, σ_0 permettant de minimiser l’erreur avec les résultats expérimentaux dépend comme le montre la figure 2.24 de la distance d^* considérée. Après identification, ce diagramme de Kitagawa-Takahashi montre également que les prédictions sont peu dépendantes de la valeur de d^* choisie. La figure 2.25 montre que l’approche volumique fournit globalement de meilleurs prédictions que l’approche surfacique en particulier dans la zone proche de la taille critique de défaut.

Utiliser un volume limité en profondeur et non le volume total du composant peut être discutable car l’approche volumique proposée ne prend pas en compte la probabilité d’amorçage à cœur. Pour aborder cette question particulière, des calculs ont été conduits en considérant le volume total de l’éprouvette. Les paramètres du modèle, en conservant la même procédure d’identification sont $m = 38, \sigma_0 = 207 \text{ MPa}$ et $d^* = +\infty$. Les prédictions des approches utilisant un volume limité en surface et intégrant l’ensemble du volume de l’éprouvette sont présentées sur la figure 2.26. L’approche considérant l’ensemble du volume de l’éprouvette, ne parvient pas à prédire la tenue en fatigue des éprouvettes polies sans défaut. Ce résultat peut s’expliquer par le fait que l’amorçage en fatigue est principalement un problème de surface. Utiliser la même fonction de distribution pour les seuils d’amorçage (en contrainte) en surface et à cœur est discutable et sans doute à l’origine des mauvaises prédictions de l’approche qui considère le volume total.

2.2.4.6 Prédications de la tenue en fatigue dans le cas d’états de surface usinés en bout et polie

Les paramètres des approches proposées (surfacique et volumique) ayant été identifiés sur des éprouvettes contenant des défauts hémisphériques, l’objectif de cette partie est de comparer les prédictions aux résultats obtenus pour les états de surface usinés en bout.

Les résultats expérimentaux et issus de simulations sont présentés dans un diagramme bilogarithmique avec la tenue en ordonnée et la hauteur moyenne arithmétique de surface S_a en abscisse (figure 2.27). Les barres d’erreur représentent les étendues de tenue issues du straircase et des mesures de S_a réalisées sur chacune des éprouvettes.

L’approche surfacique parvient à prédire la tendance générale des résultats expérimentaux (figure 2.27) mais semble défailante pour le lot M5.5 dont elle surestime la

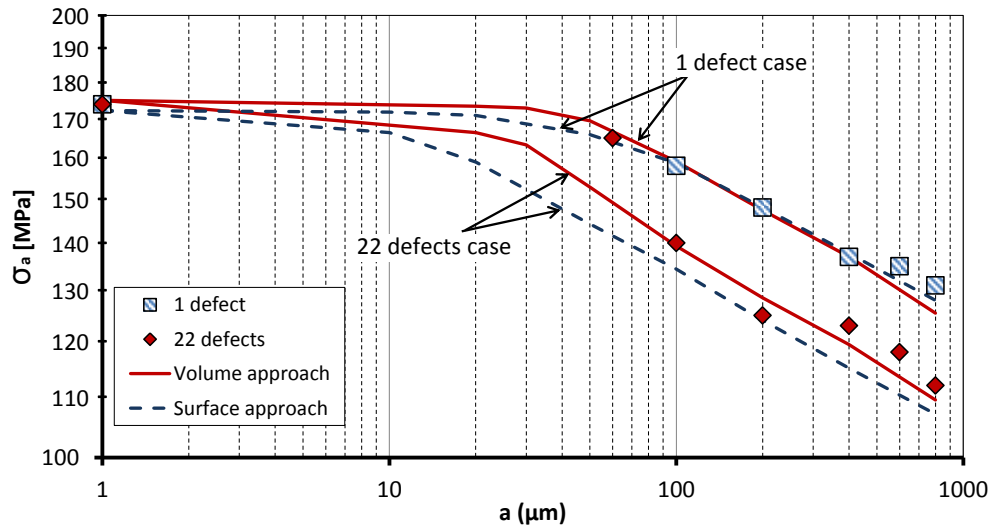


FIGURE 2.25 – Comparaison des prédictions obtenues via l’approche surfacique et volumique et les résultats expérimentaux avec défauts artificiels.

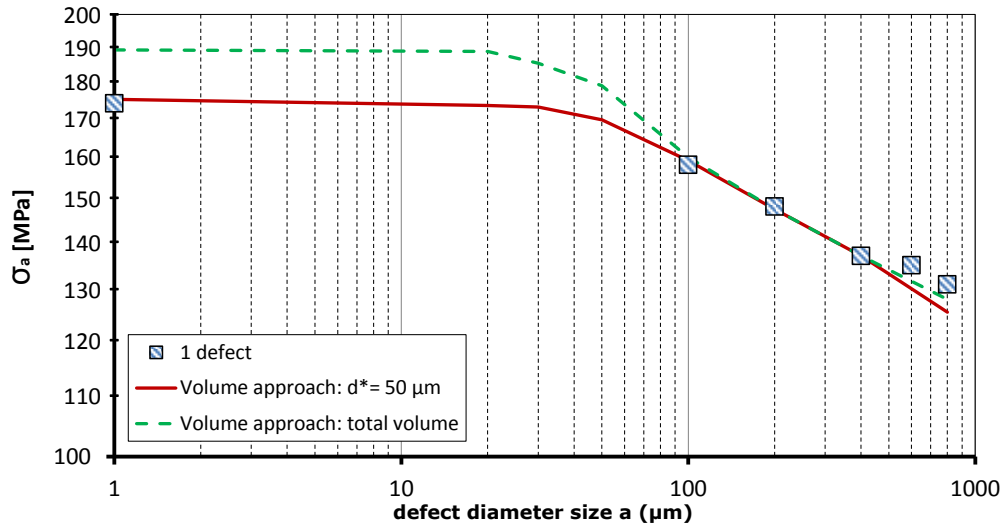


FIGURE 2.26 – Comparaison des prédictions obtenues via l’approche volumique limitée en profondeur et intégrant le volume complet de l’éprouvette et les résultats expérimentaux avec défauts artificiels.

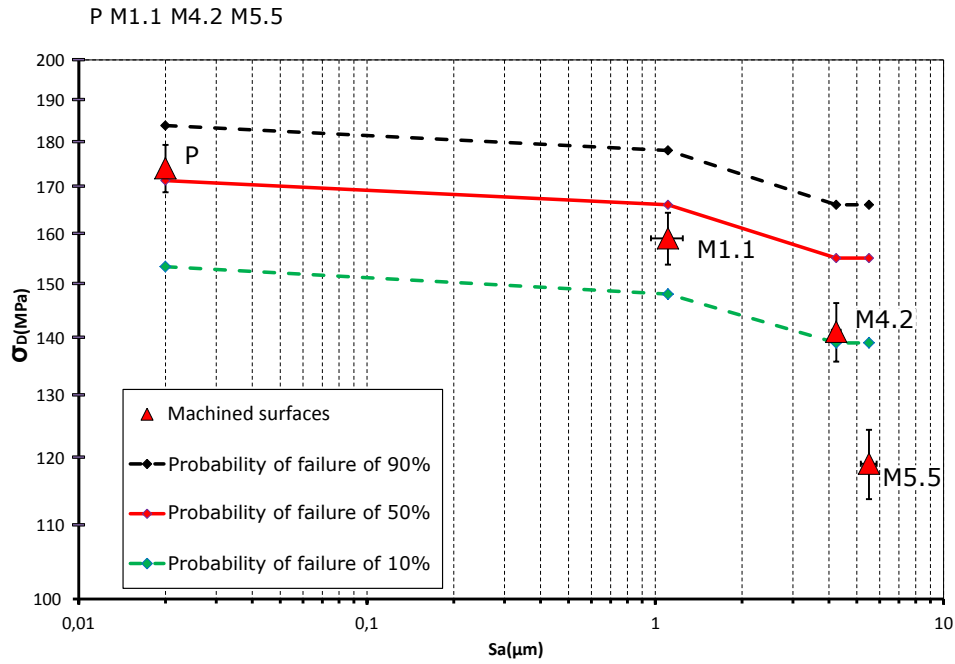


FIGURE 2.27 – Comparaison des prédictions obtenues via l’approche surfacique et les résultats expérimentaux avec surface usinée et polie.

tenue.

Les calculs conduits utilisant l’approche volumique qui intègre l’ensemble du champ de contrainte sur une profondeur $d^* = 50\mu\text{m}$ (figure 2.28) fournissent quant à eux de meilleures prédictions. Même si la prédiction de la tenue du lot M5.5 est toujours optimiste cette approche parvient à prédire la plus faible tenue du lot M5.5 comparée à celle du lot M4.4.

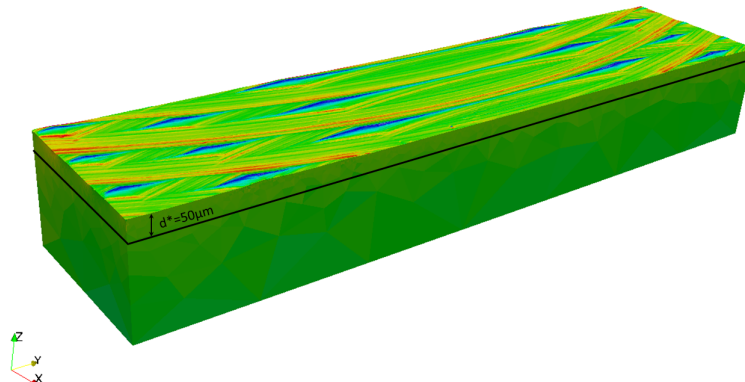


FIGURE 2.28 – Illustration du paramètre d^* dans le modèle éléments finis.

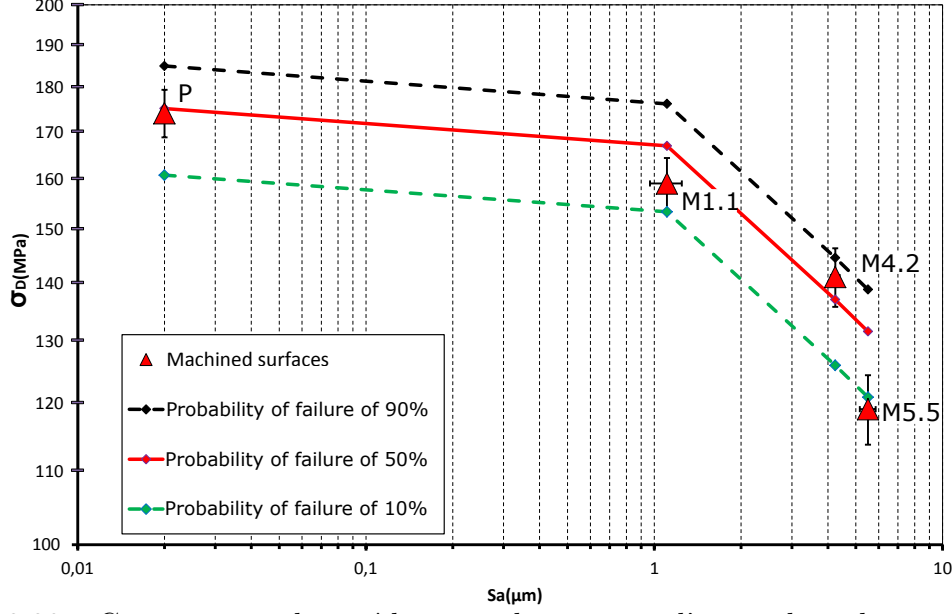


FIGURE 2.29 – Comparaison des prédictions obtenues via l’approche volumique limitée en profondeur et les résultats expérimentaux avec surface usinée et polie.

2.2.4.7 Modèle unifié pour la prise en compte de défauts locaux ou d’états de surface périodiques

Les éprouvettes utilisées dans cette étude ayant toutes le même volume, en se fixant à une probabilité donnée (ici $P_f = 0.5$) l’équation 2.16 peut être simplifiée par :

$$\sigma_a = \frac{A}{K_{t_{max}} H_{mv}^{1/m}} \quad (2.18)$$

avec A une constante pour un matériau, un volume et une probabilité de rupture fixée et définie par :

$$A = \left[\frac{V_0}{V_\Omega} \sigma_0^m \ln \left(\frac{1}{1 - P_F} \right) \right]^{1/m} \quad (2.19)$$

La figure 2.30 synthétise l’ensemble des résultats expérimentaux obtenus sur éprouvette contenant des défauts artificiels et des états de surface usinés avec en ordonnée les valeurs de tenues expérimentales et en abscisse les valeurs de $K_{t_{max}} H_{mv}^{1/m}$ issues de simulations via l’approche volumique. Les prédictions de l’approche sont quand à elles représentées par la courbe noire de ce graphique. Ce graphique illustre les effets conjoints de la concentration de contrainte maximale et du facteur d’hétérogénéité de contrainte sur la tenue en fatigue. Le critère proposé fournit un cadre unifié permettant de traiter simultanément des défauts locaux et des états de surface périodiques. On remarque par exemple que les trois lots : usiné M4.2, et polis contenant 22 défauts Ø100µm et 1 défaut Ø400µm ont des tenues proches car ces 3 éprouvettes ont des valeurs de $K_{t_{max}} H_{mv}^{1/m}$ proches.

Précisons aussi que ce modèle probabiliste intègre naturellement l’effet de la taille du volume sollicité et qu’il permet donc de prédire la tenue d’éprouvette ou de structure de tailles différentes.

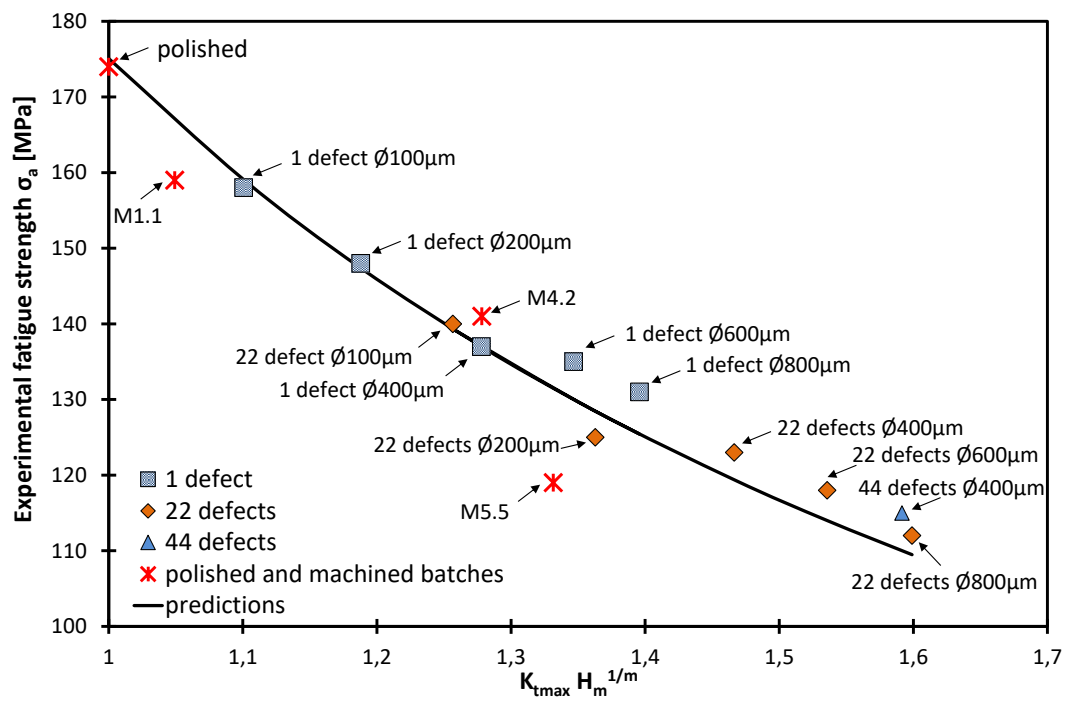


FIGURE 2.30 – Synthèse de l'ensemble des résultats expérimentaux de tenue en fatigue des lots testés en fonction de la valeur de $K_{tmax} H_m^{1/m}$ obtenue par simulation par éléments finis.

2.3 Conclusions du chapitre

Dans ces travaux, des essais de flexion avec différents états de surface usinés et différentes tailles et nombres de défauts ont été conduits. L’originalité de ces essais réside dans la modification du volume fortement sollicité en fatigue via le nombre de défauts introduits. Cette méthode a permis de caractériser l’effet d’échelle sur des grands intervalles (volume sollicité multiplié par un facteur 44) et ce sans changer la géométrie d’éprouvette.

Les résultats de cette étude permettent de conclure :

- Dans l’intervalle de taille de volume sollicité l’alliage d’aluminium 7050 étudié est sensible à l’effet d’échelle.
- En usinage en bout et donc en l’absence de contraintes résiduelles, il est nécessaire de dégrader significativement la topologie de surface pour observer un impact de l’état de surface sur la tenue en fatigue de l’alliage d’aluminium 7050.
- Le paramètre d’état de surface S_a est un paramètre efficace pour caractériser l’impact de l’état de surface usiné en bout sur la tenue en fatigue. La rugosité arithmétique R_a n’est pas un paramètre pertinent car sa valeur maximale mesurée sur les éprouvettes n’est pas corrélée à la tenue en fatigue.
- Pour les lots usinés, la limite d’endurance dépend à la fois de l’intensité des contraintes maximales locales imposées par les marques d’usinage et de leur taille (effet d’échelle).
- L’approche proposée basée sur une description du seuil d’amorçage par une loi de Weibull couplée à l’hypothèse du maillon le plus faible est efficace pour prédire la tenue en fatigue des lots contenant des défauts artificiels ou un état de surface usiné. Cette approche permet en particulier de construire un diagramme unifié permettant d’intégrer simultanément les tenues des lots composés de défauts artificiels et d’un état de surface usiné.

Si dans l’exemple traité, l’approche proposée est efficace pour prédire l’impact de la topologie de surface sur la tenue en fatigue du triptyque matériau/procédé/chargement étudié il faut rester prudent quand à sa généralisation à d’autres problématiques. Rappelons tout d’abord que l’ensemble de ces travaux ont été réalisés dans le domaine élastique et qu’il serait nécessaire d’utiliser une approche non locale ou introduire un loi de comportement intégrant la plasticité si cette hypothèse n’était plus vérifiée. La démarche proposée s’est avérée efficace pour des défauts de surface et des stries d’usinage générant des concentrations de contrainte toujours inférieures à 2,5. Les quelques tentatives de calcul sur des surfaces poncées constituées de rayures nous ont montrés que d’autres défis sont encore à relever pour simuler le comportement de ce type de surface composée de singularités géométriques très locales et prononcées. Les hypothèses de la mécanique des milieux continus à des échelles aussi fines (rayure de taille $< 1\mu\text{m}$) est également discutable. Si l’approche développée nécessite des évolutions pour être étendue à des mécanismes physiques opérant à des échelles plus fines il est également nécessaire de proposer des évolutions pour l’étendre à un composant complet. De par la lourdeur des calculs conduits, il est difficilement envisageable de lancer des calculs éléments finis intégrant l’ensemble de la surface d’un composant. L’utilisation de réseau de neurones convolutifs semble dans le cas présent une solution efficace pour répondre à ce besoin d’allègement des coûts de calcul pour établir le lien entre état de surface et le champ de contrainte généré. Citons les travaux récents de Kantos [Kantzos et al., 2019] qui a entraîné un réseau de neurones afin d’établir le lien entre d’un côté 1536 topologies de surface construites artificiellement et la réponse

mécanique en terme de champ de contrainte (obtenu via un modèle elasto-viscoplastique par transformation de Fourier rapide FFT). Le fait qu'après entraînement le réseau de neurone parvienne à prédire avec un coefficient de corrélation $R^2 = 0,75$ l'énergie de déformation générée par les concentrations de contrainte d'une population de surface de topologie quelconque est très prometteur. Il semble donc possible en se focalisant sur les données pertinentes à retenir pour le dimensionnement en fatigue de développer des approches basées sur des réseaux de neurones pour prédire de façon plus automatique et rapide l'impact d'un état de surface sur la tenue en fatigue.

Chapitre 3

Impact des défauts (à cœur et en surface) et de la microstructure sur la tenue en fatigue : cas des pièces obtenues par fabrication additive

3.1 Introduction et contexte

L'intérêt de la FA (Fabrication Additive) est maintenant largement admis et de nombreux grands groupes ont investi lourdement dans ce domaine (GE, Safran, Ariane-Group. . .) afin de réduire le coût des pièces produites, tout en augmentant leur complexité et technicité. Pour l'Industrie, la bonne tenue mécanique des pièces, et en particulier la tenue en fatigue à grand nombre de cycles, est au cœur des attentions. La figure 3.1 d'un marche-pied fabriqué par l'IRT Jules-Vernes dans le cadre du projet FATAL illustre le type de géométrie complexe fabriquée par fabrication additive et les efforts consentis pour valider leur dimensionnement en fatigue. Du point de vue de la communauté scientifique, le nombre d'articles scientifiques contenant les mots clefs *additive manufacturing* et *fatigue* en est la preuve. Celui-ci a littéralement explosé et on dénombre rien qu'en 2019, 287 articles dans la base de données Web of Science abordant cette problématique. Dans ce contexte bouillonnant de publication et d'information il est donc facile de se perdre et complexe d'établir un état de l'art exhaustif. Dans ce chapitre après quelques rappels généraux sur le comportement des pièces FA et des types de défauts rencontrés, les principales conclusions des travaux que nous avons conduits dans le domaine seront présentés.

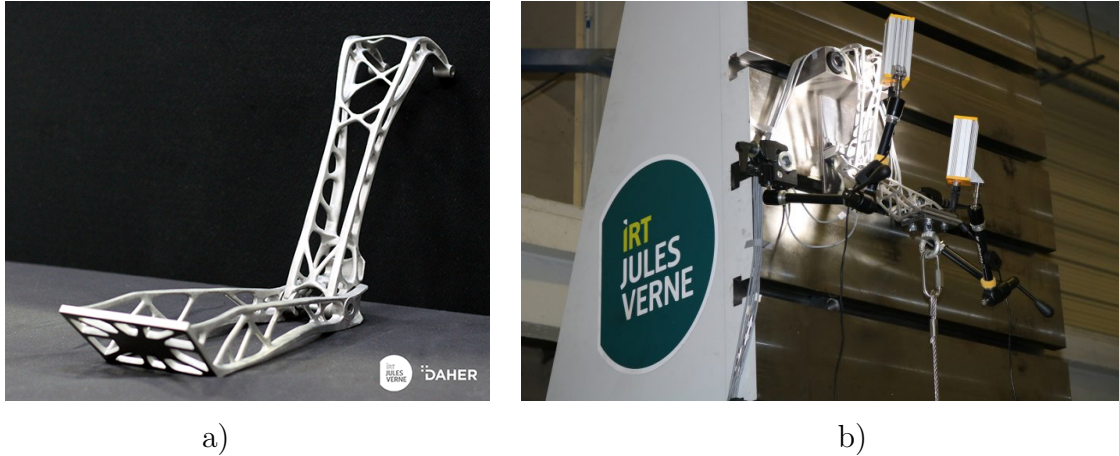


FIGURE 3.1 – a) Marche pied Daher en TA6V fabriqué dans le cadre du projet IRT FATAL de l'IRT Jules Vernes b) Essai de fatigue associé.

3.1.1 Propriétés générales des pièces FA en fatigue

La figure 3.2 synthétise dans un diagramme de Wöhler les résultats de nombreux essais de la littérature obtenus sur du TA6V-FLLP usiné ou ayant subi un traitement CIC et ce pour différentes orientations de fabrication. Le même type de courbes est observé pour du TA6V fabriqué par EBM [Cao et al., 2018], WAAM [Biswal et al., 2019] et DLD [Baufeld et al., 2011].

Sur cette figure il apparaît, de façon typique pour les alliages métalliques fabriqués par FA, que le comportement en fatigue est très dispersé, les limites en fatigue à 2.10^6 cycles pour le TA6V peuvent ainsi varier entre 200 et 700MPa en fonction des publications et des traitements effectués. Certains lots montrent ainsi une tenue en fatigue située dans la fourchette haute des TA6V laminés, alors que d'autres sont au niveau du TA6V moulé. Ces variations peuvent s'expliquer par la forte dispersion des tailles de défauts présents au sein du matériau. La tenue dépend également de l'orientation de la fabrication et est minimum lorsque les échantillon sont fabriqués verticalement (noté à 90° sur la figure 3.2)

Pour les 3 autres nuances FA maintenant assez-bien connues en fatigue : acier Inoxydable 316L [Elangeswaran et al., 2019], alliage d'aluminium AlSi10Mg [Beretta & Romano, 2017] et l'Inconel In718 [Gribbin et al., 2019] les tendances sont les mêmes que pour le TA6V. Les tenues en fatigue des bruts de fabrication usinés sont proches de celles observées pour des nuances issues des procédés de fonderie classiques. Pour les meilleurs lots testés ou ceux ayant subi un traitement postérieur à la fabrication, les caractéristiques en fatigue s'approchent de celles constatées sur des matériaux laminés.

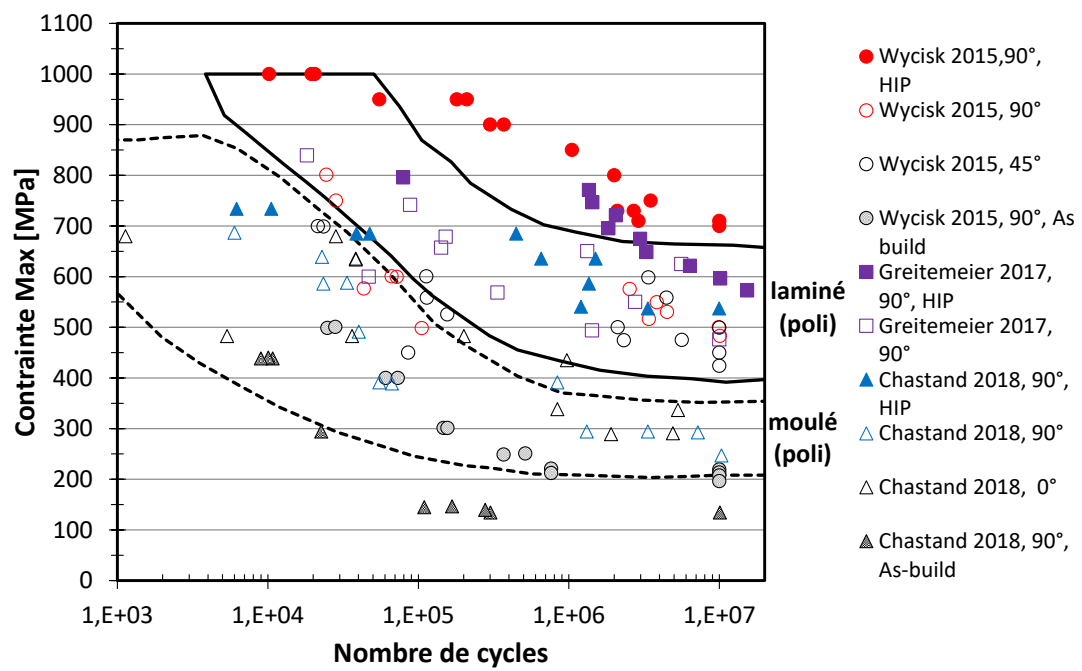


FIGURE 3.2 – Diagramme de Wöhler du TA6V-FLLP pour différentes conditions en traction répétée ($R=0,1$), extrait des références [Wycisk et al., 2015, Greitemeier et al., 2017, Chastand et al., 2018].

3.1.2 Défauts naturels dans les pièces FA usinées

Lorsque les paramètres procédés sont optimisés, les densités de porosité mesurées dans les pièces obtenues par FA sont souvent très faibles (inférieures à 0.02 % pour les matériaux les mieux maîtrisés). Si celles-ci n'affectent peu ou pas les propriétés monotones, par contre, leur présence devient critique en fatigue.

Sur éprouvette FA avec une surface usinée, les différents types de défauts rencontrés dans le volume ont été décrits par exemple dans [Fatemi et al., 2019]. On peut distinguer deux grandes familles :

- les pores gazeux, liés à la présence de gaz résiduel au sein de la poudre ou de la chambre, illustré sur la figure 3.3 a) et c).
- les pores issus d'un manque de fusion plus communément appelé LOF (pour Lack Of Fusion) présenté sur les figures 3.3 b). L'écart par rapport aux conditions de fusion optimale, comme une énergie de faisceau légèrement trop faible ou trop forte entraîne une fusion imparfaite de la poudre et une liaison parfois faible entre les couches. L'instabilité du bain de fusion peut également parfois générer des particules d'une taille supérieure à celle des particules de poudres (phénomène appelé balling effect). La distribution spatiale de ces défauts au sein des pièces dépend de la stratégie utilisée lors de la fabrication [Tammam Williams et al., 2015], dans certains cas une densité accrue de porosités a pu être observée au voisinage des surfaces [Persenot et al., 2019], [Yadollahi et al., 2018].

Le type de défaut observé dépend du type de procédé mis en œuvre et des paramètres process retenus qui favorisent la formation d'une typologie de défaut. D'après la littérature, les pores gazeux semblent être généralement problématiques en WAMM [Biswal et al., 2019], alors qu'en FLLP et EBM des manques de fusion sont le plus souvent observé à l'origine de l'amorçage en fatigue [Kasperovich et al., 2016].

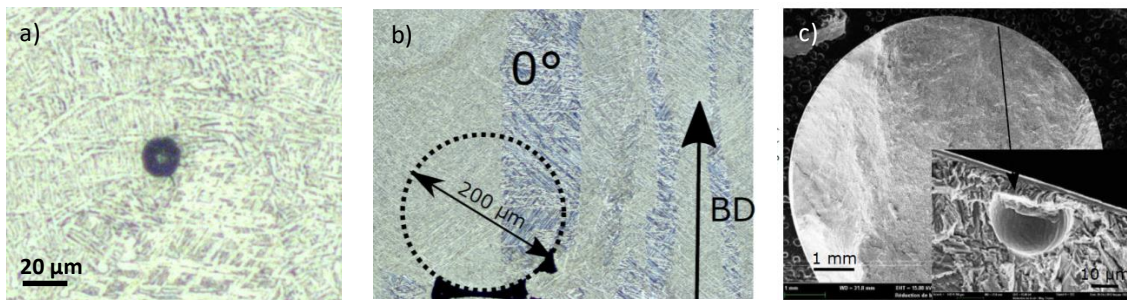


FIGURE 3.3 – Défauts de fusion typiques observés dans un alliage de titane FLLP sur des coupes métallographiques a) pores gazeux, b) manque de fusion et c) à l'amorçage.

3.1.3 Défauts de surface dans les pièces FA brutes

Dans le cas d'un matériau FA non usiné, la surface contient des défauts spécifiques qui prennent le pas en fatigue sur les défauts présents en volume. Une typologie de ces défauts pour le TA6V EBM est présentée sur la figure 3.5 issue de [Persenot et al., 2019]. Sur éprouvette FA avec une surface brute de fabrication l'amorçage est classiquement localisé soit à partir :

- de poudre collée
- d'un défaut géométrique de type entaille
- d'un défaut d'empilement de couches appelé aussi « pile d'assiettes » (observé principalement en EBM mais pas en FLLP)
- d'une porosité de type LOF ou d'un pore gazeux en sous couche ou débouchant. L'interface contour-cœur générée par la stratégie de balayage utilisée lors de la fabrication est parfois un lieu privilégié de localisation des porosités pouvant devenir critiques en fatigue.

La rugosité R_a des états de surface brut de FLLP est généralement comprise entre 10 et 20 μm . Des valeurs supérieures sont mesurées en EBM. Certains travaux ont montré que des rugosités de 10 et 20 μm conduisent à la même tenue en fatigue [Fatemi et al., 2019]. Il faut alors augmenter significativement la rugosité et passer au-dessus des 50 μm pour observer un effet de ce paramètre sur la durée vie [Chan et al., 2013].

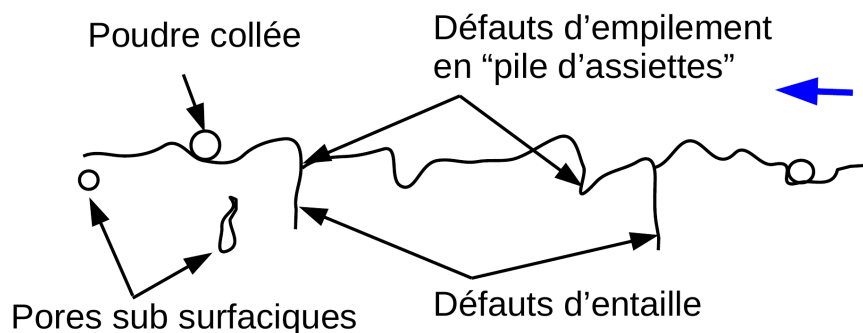


FIGURE 3.4 – Représentation schématique des défauts de surface dans le TA6V EBM, la flèche horizontale bleue indique la direction de fabrication [Persenot et al., 2019].

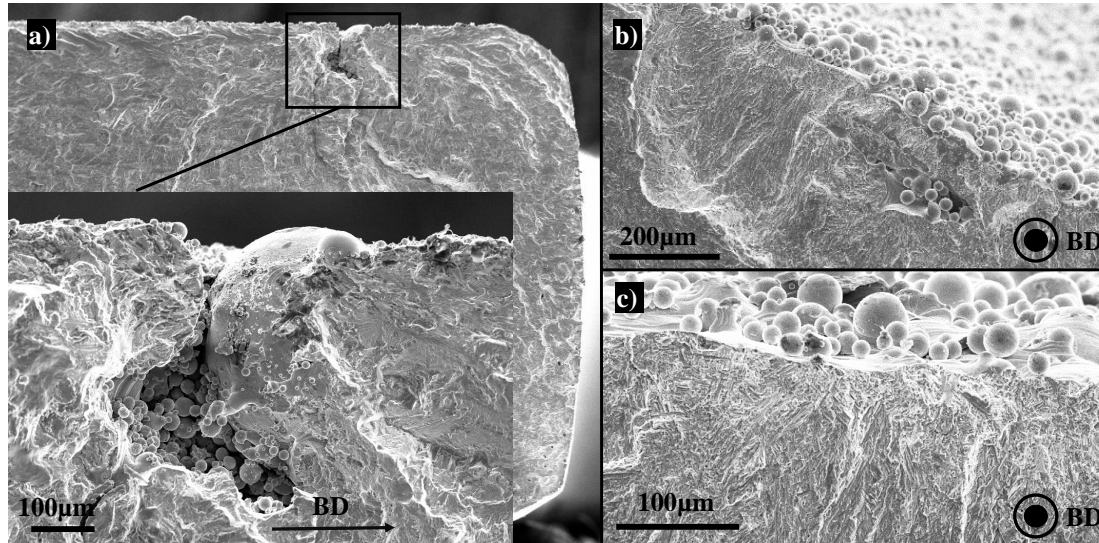


FIGURE 3.5 – Faciès de rupture typiques en fatigue d'éprouvettes FLLP brutes, amorçage à partir d'un pore issu d'un manque de fusion a) en surface [Koutiri et al., 2018], b) en sous couche, c) amorçage à partir de la rugosité de surface.

3.1.4 Contexte des travaux réalisés

Mes travaux sur la tenue en fatigue des pièces obtenues par fabrication additive ont débuté en 2005 avec le projet de l'IRT Jules Vernes FATAL FABrication Additive Titane Aluminium durant lequel nous avons (avec Viet Duc Le et Franck Morel) entre autres étudié les origines de l'anisotropie de la tenue en fatigue des pièces en TA6V obtenues par FLLP. Un second projet IRT intitulé FASICOM (FABrication Additive Simulation COMportement des pièces en service) démarré en 2006 est toujours en cours. Dans ce dernier nous développons des approches probabilistes visant à modéliser le comportement en fatigue des pièces FA. La thèse d'Olivier Andreau que j'ai co-encadrée de 2016 à 2019 avec Patrice Peyre et Imade Koutiri (PIMM-ENSAM Paris) et Nicolas Saintier (I2M-ENSAM Bordeaux) nous a permis de mieux comprendre l'impact des défauts à cœur sur la tenue fatigue du 316L-FLLP.

En parallèle de ces trois projets d'envergure, plusieurs stage de master en partenariat avec des laboratoires ayant des moyens FA nous ont permis de conduire des travaux variés. Soufiene Ouerfeli en 2015 avec Jean-Yves Hascoët de l'IRCCYN de l'Ecole Centrale de Nantes a travaillé sur la tenue en fatigue du 316L obtenu par projection laser. Ouafae Amlou (2016) et Aymen Ben Haj Khaled (2017) avec le PIMM (Imade Koutiri-Patrice Peyre) de l'ENSAM Paris ont étudié l'impact des paramètres process sur la tenue en fatigue de l'Inconel 625-FLLP. Manon Lavialle (2019) avec Pascal Laheurte du LEM3 de l'Université de Metz a caractérisé la sensibilité de la tenue en fatigue du TA6V-FLLP à l'effet de volume.

Dans la poursuite de ces travaux, Pierre Merot a démarré en 2017 une thèse en partenariat avec CEA sur la compétition entre les défauts naturels et les piqûres de corrosion sur la tenue en fatigue du 316L-FLLP. La thèse de David Melle avec SAFRAN démarrée en septembre 2019 sur l'impact de l'intégrité de surface de pièces aéronautiques issues de fabrication additive sur lit de poudre, parachevées ou non, sur la durée de vie en fatigue

permet de continuer nos développements en nous focalisant sur l'impact de l'intégrité de surface.

3.2 Impact des défauts sur la tenue en fatigue d'éprouvettes usinées

3.2.1 Tenue en fatigue anisotrope du TA6V-FLLP

L'un des objectifs des travaux conduits dans le cadre du projet FATAL de l'IRT Jules Vernes était de caractériser et de comprendre l'origine du comportement anisotrope en fatigue du TA6V obtenu par FLLP. Au début de cette étude, le fait que le TA6V-FLLP possède une microstructure colonnaire et des pores était connu. L'objectif de ces travaux était donc de définir si l'anisotropie de tenue en fatigue est contrôlée par la microstructure anisotrope ou par la morphologie des défauts éventuellement non sphérique.

3.2.1.1 Matériau et lots testés

Après avoir optimisé les paramètres procédé, des éprouvettes ont été fabriquées à 0° , 45° et 90° par rapport au plan du plateau (figure 3.6). Afin d'étudier la répétabilité des résultats, les éprouvettes ont été réparties sur 3 plateaux différents. Les éprouvettes ont toutes subi un traitement thermique à 850°C pendant 2H suivi d'un refroidissement lent. Comme le montre les observations conduites dans le plan parallèle au plan de fabrication (figure 3.7 (a)-c)), la microstructure du TA6V obtenue est colonnaire et la même pour les trois orientations de fabrication. Ce type de microstructure après fabrication par FLLP est désormais bien connue de la littérature [Thijs et al., 2010]. De par l'orientation de la fabrication, les microstructures sont en revanche différentes dans le plan perpendiculaire à la contrainte principale souvent considéré comme critique pour les matériaux à défaut (figure 3.7 a), d), e)).

Le matériau contient également des pores, dont la densité est faible et d'environ 0,01%. La forme des manques de fusion observée est très proche de celle caractérisée en tomographie par Kasperovich et al [Kasperovich et al., 2016] (figure 3.8). Ce type de défaut est probablement la conséquence de la formation d'éjectas lors de la fabrication. Ces éjectas dont la taille est d'environ $200\mu\text{m}$ dépasse la taille maximale des particules de poudre (ici $D_{90}=61\mu\text{m}$) ne peuvent être refondus lors du passage du laser et laisse la présence de pores allongés d'épaisseur faible.

Comme illustre sur la figure 3.9, l'objectif de cette étude est d'identifier quel paramètre (pore allongé ou microstructure colonnaire) contrôle le comportement anisotrope en fatigue



FIGURE 3.6 – Plateau correspondant à chaque orientation de fabrication.

Building Dir.	Batch Ref.	Batch specimen nb.	Total
0	B1	10	20
	B2	10	
45	B1	14	26
	B2	6	
	B3	6	
90	B1	20	31
	B2	11	

TABLEAU 3.1 – Synthèse des lots d'éprouvettes fabriqués.

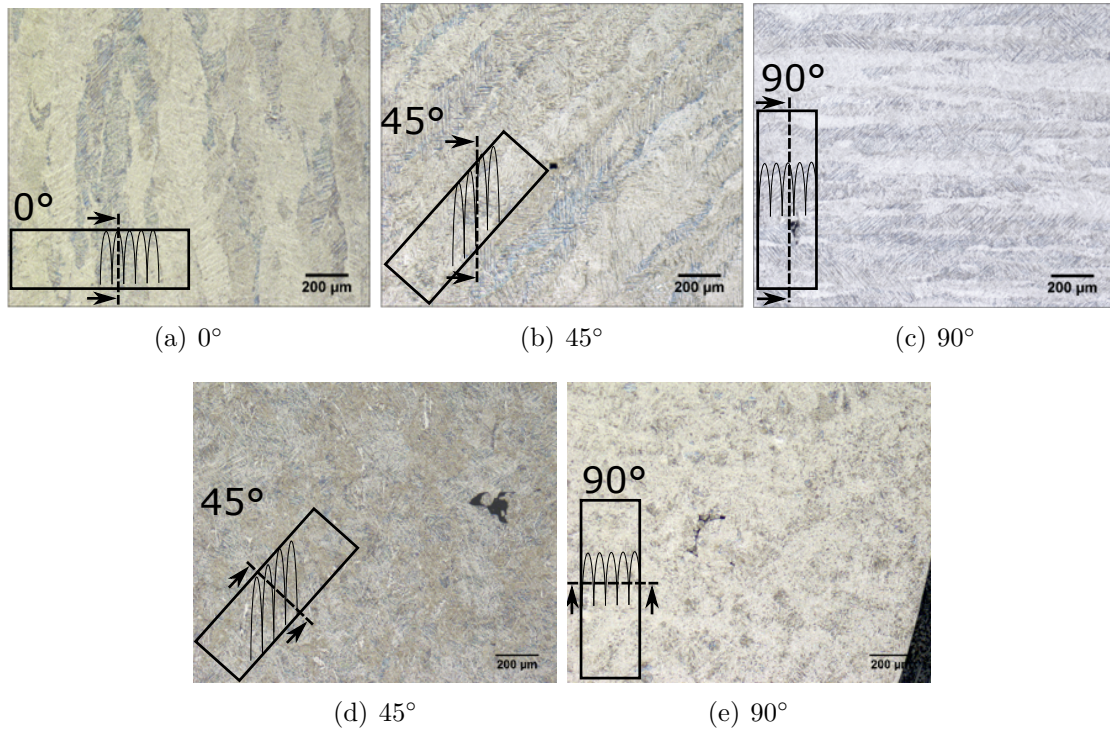


FIGURE 3.7 – Microstructure du TA6V-FLLP étudié, a) à c) : observation dans le plan parallèle au plan de fabrication ; d) et e) : observation dans les plan perpendiculaire à l'axe du specimen.

du TA6V-FLLP.

3.2.1.2 Comportement en fatigue

La figure 3.10 présente les courbes de Wöhler des sept lots caractérisés en traction avec un rapport de charge $R=0,1$ à 20Hz. Les essais ont été censurés à 2.10^6 cycles. Pour des raisons de confidentialité, les valeurs représentées dans ces courbes sont exprimées en terme de contrainte maximale σ_{max} normalisée par la résistance mécanique R_m moyenne selon les différentes directions.

Premièrement, malgré le fait que toutes les éprouvettes aient été réalisées avec les mêmes paramètres process, une grande variabilité de tenue est observée pour des éprouvettes de même orientation issues de différents plateaux. Précisons que les conditions de

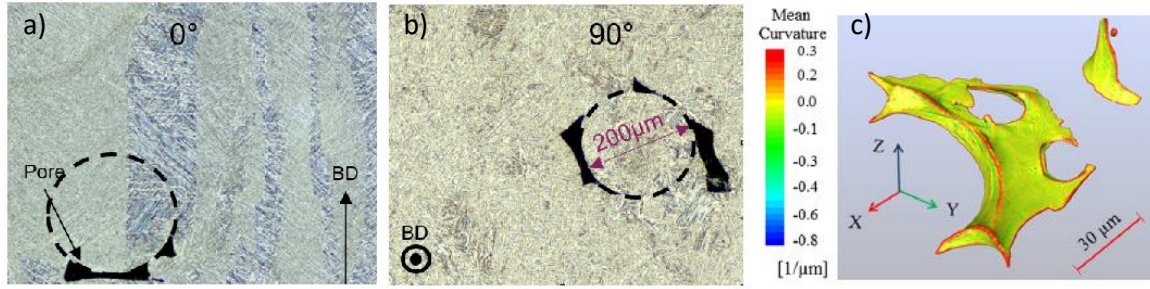


FIGURE 3.8 – Manque de fusion résultant d'éjectas observés à 0° a) et 90° b) specimen.

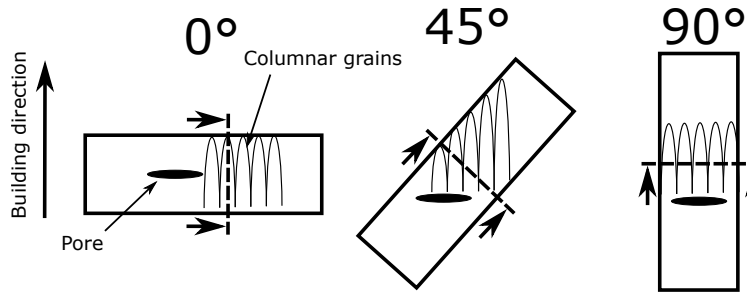


FIGURE 3.9 – Illustration de l'anisotropie de microstructure et de la morphologie des pores de type manque de fusion.

fabrication notamment le niveau d'oxygène et la température de chambre étaient proches pour ces différentes fabrications. Une variabilité importante de la réponse en fatigue avait également été reportée par Romano [Romano et al., 2017] pour un alliage d'aluminium également obtenu par FLLP. Sur cette courbe, la dispersion semble plus marquée pour les lots ayant une meilleure tenue. Sur la figure 3.10 la tenue en fatigue du lot fabriqué à 90° est la plus faible ce qui est en accord avec des résultats de la littérature [Wycisk et al., 2015, Nicoletto, 2017, Chastand et al., 2018]. Les lots à 0° et 45° montrent en revanche des tenues assez proches.

L'observation des faciès de rupture montre que l'amorçage est majoritairement lié à la présence de pores. Seule une éprouvette sur les 77 testées montre un amorçage sans la présence de pores détectables au MEB. La majorité des faciès montre un amorçage à partir d'un pore de type manque de fusion localisé en surface de l'éprouvette (66 sur 77 éprouvettes) comme illustré figure 3.11. Sur cette figure il est intéressant de remarquer que sur les faciès, les pores à l'amorçage à 0° sont plus petits que ceux à 45° et 90°. Pour les 10 autres faciès, l'amorçage est localisé à partir d'un pore gazeux ou d'un manque de fusion à cœur. La tenue de ces éprouvettes légèrement meilleures que celles possédant un manque de fusion surfacique est abordé dans [Le et al., 2019] et ne sera pas discuté dans ce document.

La figure 3.12 présente le diagramme de Kitagawa-Takahashi généralisé synthétisant tous les résultats dont l'amorçage est issu de manque de fusion. Une interpolation linéaire en $\log(Nf)$ est utilisée pour remplir la carte. La carte montre qu'il y a une bonne correspondance entre la contrainte, la taille de pore et le nombre de cycles à rupture. L'effet de l'orientation n'est pas prononcé lorsque l'on considère la taille de défaut mesurée sur le faciès. Par exemple, les deux points entourés par l'ellipse sur la figure 3.12 correspondent à deux pores critiques issus de deux orientations différentes (0° et 45°) mais avec la même

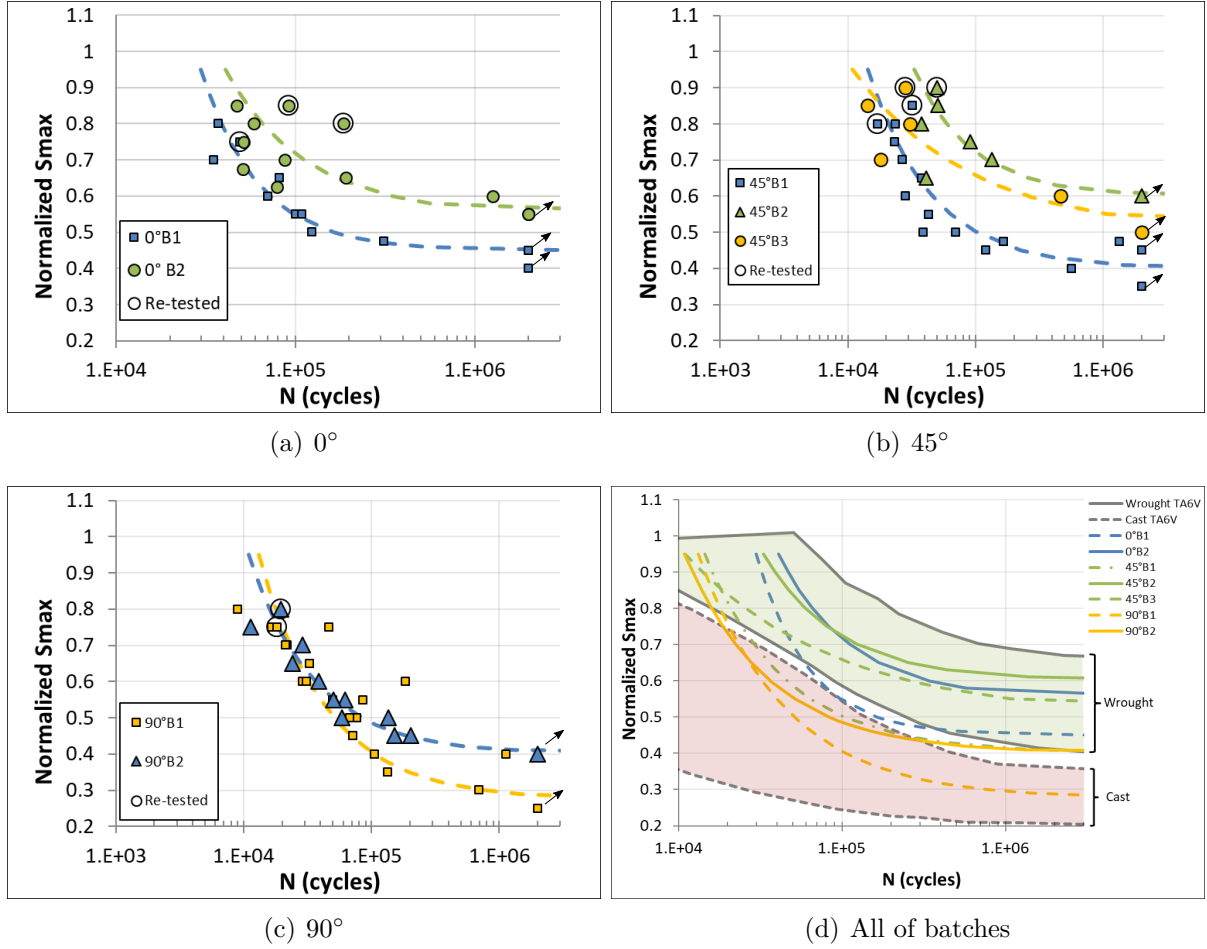


FIGURE 3.10 – Courbe de Wöhler pour les lots testés : (a) lot à 0°, (b) lot à 45°, (c) lot à 90° et d) comparaison des différents lots, les courbes représentent le modèle de Stromeyer, les flèches les non rompues. La gamme de tenue pour le TA6V laminé et moulé provient de [Donachie, 2000].

taille en terme de \sqrt{area} . Les durées de vie de ces deux éprouvettes sont très proches (67619 cycles et 69350 cycles) malgré l'orientation de fabrication différente. Il semble donc que c'est la taille de défaut dans le plan de contrainte normale maximale découlant de leur morphologie qui contrôle la tenue et l'anisotropie du matériau étudié.

3.2.1.3 Modélisation du comportement en fatigue

Etant donné que ce sont les défauts qui contrôlent la tenue en fatigue du matériau étudié, le premier objectif ici est de tester une approche probabiliste établissant un lien entre la distribution de défaut caractérisée sur échantillon à celle observée sur éprouvette. Pour cela la méthode proposée par Murakami [Murakami, 2002] et basée sur les statistiques des extrêmes de la taille des défauts défini via le paramètre \sqrt{area} a été employée. La distribution de la taille du plus gros pore observé sur une image de taille S_0 de $2,34mm^2$ a été caractérisée à partir de 300 images pour chaque orientation. Le changement d'échelle pour passer de la coupe 2D au volume 3D a été réalisé en utilisant l'évolution de l'approche de Murakami [Murakami, 2002] proposée par Makkonen [Makkonen et al., 2014] et déjà utilisée dans d'autres travaux du LAMPA [Le, 2016, Osmond et al., 2018].

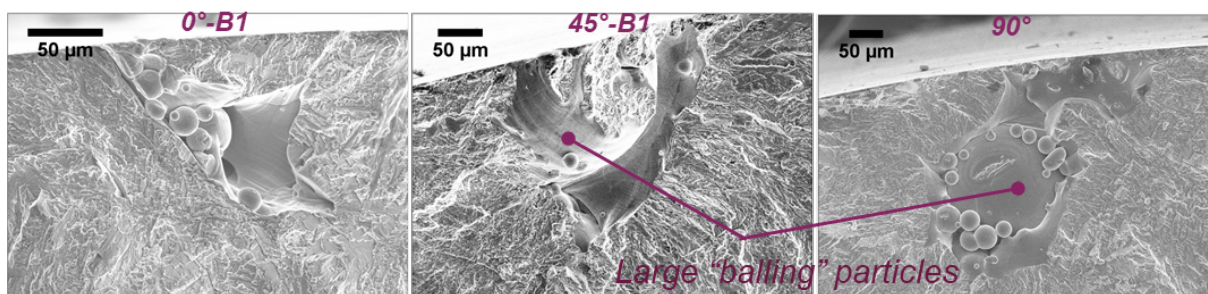


FIGURE 3.11 – Faciès de rupture et amorçage observé pour les éprouvettes fabriquées à 0, 45 et 90°.

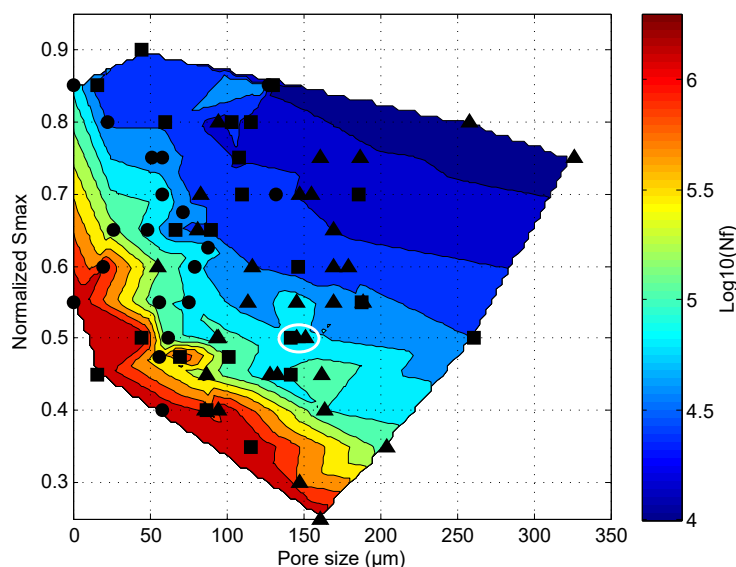


FIGURE 3.12 – $S-\sqrt{area}-N_f$ map intégrant uniquement les éprouvettes rompues à partir de manque de fusion (i.e. sans les amorçage à partir d'un pore interne ou sphérique) ; symboles : circulaire = éprouvettes à 0° , carré = éprouvettes à 45°, triangulaire = éprouvette à 90°.

Sur la figure 3.13, pour les lots à 0 et 45°, les prédictions de taille de défaut via les statistiques des extrêmes sont assez proches des observations sur faciès. En revanche pour le lot à 90° l'approche probabiliste prédit des tailles de défaut beaucoup plus petites que celles observées lors des essais de fatigue. Ce résultat montre les limites de ce genre d'approche basé sur des données 2D issues de coupe. La faible densité ainsi que la morphologie très fine des défauts rencontrés rend leur caractérisation en 2D difficile pour une orientation de fabrication à 90°.

Le second objectif de ces travaux est de développer une approche capable de prédire le comportement en fatigue connaissant la population de défaut en présence. Pour prendre en compte l'effet d'un défaut pré-existant sur la tenue en fatigue, nous proposons de comparer deux approches différentes : la première couramment utilisée se base sur la mécanique linéaire de la rupture et la loi de Paris, la seconde assez proche se base sur la loi de Caton et all. plus adaptée à la propagation des fissures courtes [Caton et al., 1999, Caton et al., 2001, M.J.Caton et al., 2003]).

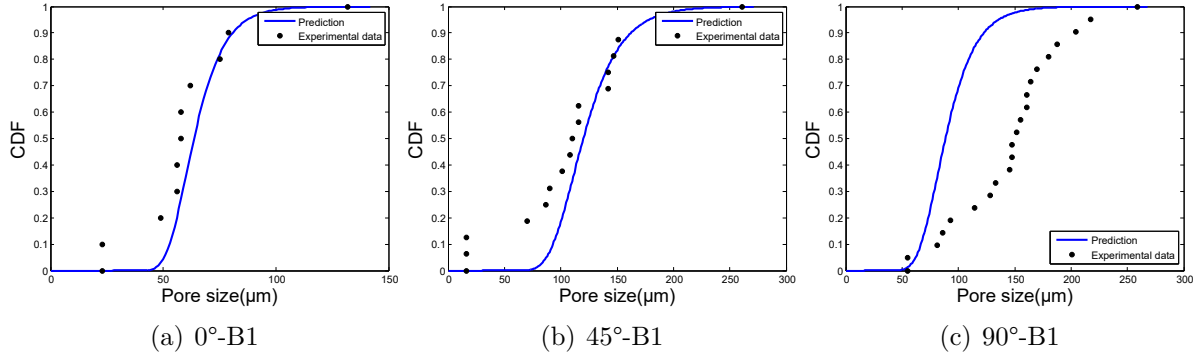


FIGURE 3.13 – Comparaison entre les distributions cumulées de la taille de pore mesurée à l’amorçage via l’observation des faciès (point) et prédites via les coupes métallographique 2D (courbe).

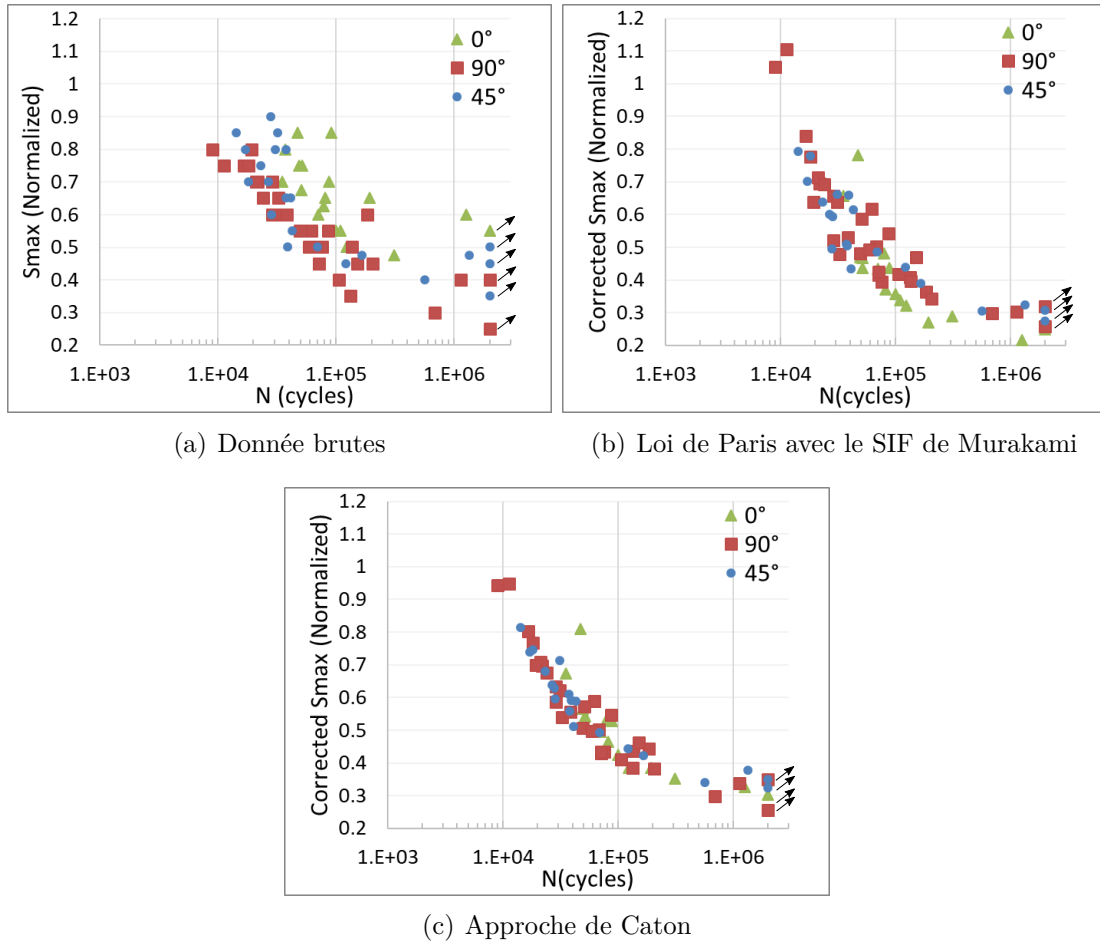


FIGURE 3.14 – Diagramme de Wöhler : a) résultats expérimentaux bruts, et corrigés en utilisant b) la loi de Paris et le SIF de Murakami c) l’approche de Caton avec $s = 1.67$.

La Loi de Paris définit la vitesse de propagation par :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n \quad (3.1)$$

où ΔK est le facteur d’intensité de contrainte. Pour des fissures microstructuellement courtes, ce facteur peut être calculé à partir de l’équation de Murakami

([Murakami & Endo, 1986]) donnée par :

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (3.2)$$

où Y est égal à 0,65 pour des défauts en surface. En remplaçant l'équation 3.2 dans l'équation 3.1 en supposant $\Delta \sigma = (1 - R) \sigma_{max}$, la vitesse de propagation initiale à partir d'un pore eut être déterminée par l'équation suivante :

$$\frac{d(\sqrt{area})}{dN} = C' \left(\sigma_{max} (\sqrt{area})^{1/2} \right)^n \quad (3.3)$$

où $C' = C(Y(1 - R))^n \pi^{n/2}$ et R est le rapport de charge.

Caton suppose que la vitesse de propagation d'une fissure courte est dépendante de la déformation maximale macroscopique : ε_{max} , de l'amplitude de contrainte σ_a et de la limite d'élasticité du matériau σ_y , donnée par l'équation suivante :

$$\frac{da}{dN} = D \left(\left(\varepsilon_{max} \frac{\sigma_a}{\sigma_y} \right)^s a \right)^t \quad (3.4)$$

où a est la taille de défaut. Dans le cas présent la déformation macroscopique reste pour information dans le domaine élastique. En utilisant le paramètre de Murakami \sqrt{area} pour définir la taille de défaut, la vitesse de propagation initiale à partir d'un pore s'écrit :

$$\frac{d(\sqrt{area})}{dN} = D' \left(\sigma_{max} (\sqrt{area})^{1/2s} \right)^{t'} \quad (3.5)$$

avec $D' = D \left(\frac{1-R}{2E\sigma_y} \right)^{st}$ et $t' = 2st$.

Dans les équations 3.3 et 3.5, on peut remarquer que l'équation de Caton est une extension de la loi de Paris qui utilise le facteur d'intensité de contrainte proposé par Murakami. Si $s = 1$ dans le modèle de Caton alors l'approche est équivalente à utiliser la mécanique linéaire de la rupture avec la loi de Paris. Les termes $(Y \sigma_{max} (\sqrt{area})^{1/2})$ pour la loi de Paris et $(Y \sigma_{max} (\sqrt{area})^{1/2s})$ pour l'approche de Caton peuvent donc être utilisés comme des variables pour estimer la vitesse de propagation initiale à partir d'un pore et donc la durée de vie. Afin de comparer ces deux approches, nous proposons ici de tracer la courbe de Wöhler en corrigeant la contrainte pour tenir compte de la taille du pore en présence. Pour cela la contrainte nominale est également normalisée par une taille de défaut de référence $\sqrt{area} = 150 \mu m$.

$$\text{Pour la loi de Paris : Corrected Smax} = \frac{\sigma_{max} (\sqrt{area})^{1/2}}{(150)^{1/2}} \quad (3.6)$$

$$\text{Pour l'approche de Caton : Corrected Smax} = \frac{\sigma_{max} (\sqrt{area})^{1/2s}}{(150)^{1/2s}} \quad (3.7)$$

Une valeur $s = 1.67$ permettant de minimiser les écarts des prédictions avec les courbes S-N a été identifiée. Sur la figure 3.14, les courbes de Wöhler utilisant ces différentes expressions et ce pour tous les lots testés sont présentées. La prise en compte de la taille de pore diminue significativement la dispersion des courbes S-N. Le modèle de Caton qui nécessite d'identifier le paramètre s fournit des prédictions légèrement meilleures que le modèle de Paris pour lequel aucun paramètre doit être identifié. Il est intéressant de noter qu'en prenant en compte la taille de défaut, les données en fonction des trois orientations se superposent. Ce résultat permet de conclure que c'est bien la taille de défaut et non la

microstructure colonaire qui est à l'origine de la réponse anisotrope en fatigue du matériau testé.

Les approches utilisant la loi de Paris et le modèle de Caton peuvent également être utilisée pour générer des digrammes de Kitagawa-Takahashi généralisés. Caton [M.J.Caton et al., 2003] a montré que son approche sous estimait la tenue dans le domaine des grandes durée de vie. Afin d'améliorer ses prédictions il propose d'intégrer un terme supplémentaire dépendant du seuil de propagation de fissure ΔK_{th} (equation 3.4) dans l'expression de la vitesse de propagation. Cette expression a également été utilisée dans les travaux de Romano [Romano et al., 2018].

$$\frac{da}{dN} = D \left(\left(\varepsilon_{max} \frac{\sigma_a}{\sigma_y} \right)^s a \right)^t \left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p \text{ if } \Delta K > \Delta K_{th} \quad (3.8)$$

Après identification des quatre paramètres matériaux D , s , t et p , les diagrammes de Kitagawa-Takahashi généralisés peuvent être tracés (figures 3.15 a-c). Les figures 3.15 a-b) présentent respectivement les prédictions et les résultats expérimentaux à iso nombre de cycles sur une échelle log-log. La figure 3.15 c), présente l'erreur entre les prédictions et les résultats expérimentaux. Le fait que les discontinuités des iso valeur en $\log(N_f)$ des points expérimentaux soient plus marquées à grand nombre de cycles sur la figure 3.15b) provient probablement du manque de données dans ce domaine. Sur la figure 3.15 a), on remarque également que l'approche utilisée ne permet pas de prédire la tenue dans le domaine de petite taille de défaut car dans ce domaine la LEFM n'est plus utilisable. Pour cette étude cela n'est pas limitant car toutes les éprouvettes ont montré un amorçage à partir d'un pore. La carte d'erreur montre que les prédictions sont plutôt bonnes avec des erreurs comprise entre 0,8 et 1,6 (i.e. $0.8N_{f,Sim} \leq N_{f,Exp} \leq 1.6N_{f,Sim}$).

L'erreur entre les prédictions et les données expérimentales est calculée via l'expression :

$$\text{Erreur} = \frac{N_{f,Exp}}{N_{f,Sim}} \quad (3.9)$$

avec $N_{f,Exp}$ et $N_{f,Sim}$ respectivement, le nombre de cycles à rupture issus des essais et du modèle.

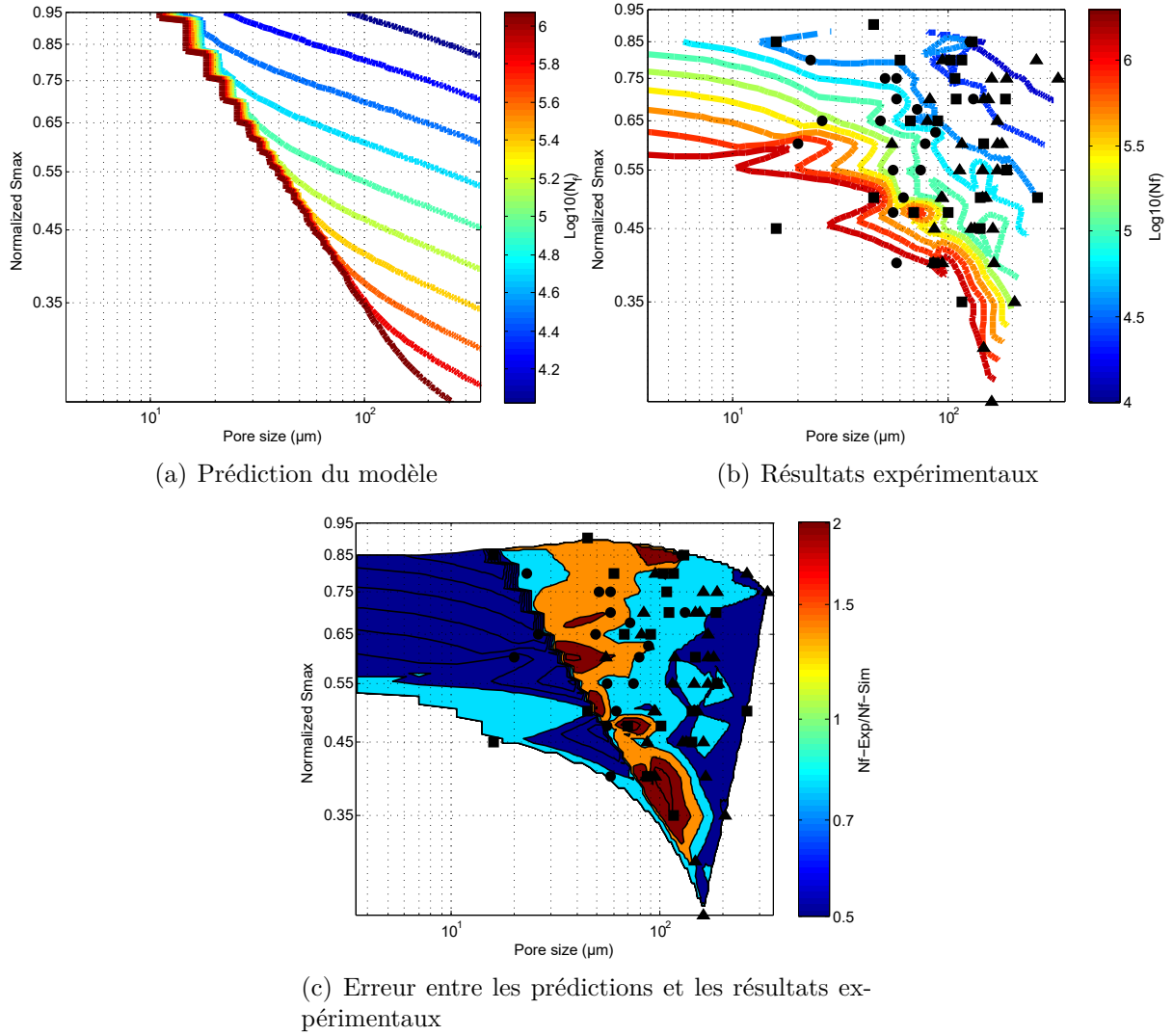


FIGURE 3.15 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi généralisé, en échelle log-log et iso valeur associées en nombre de cycles : a) prédiction via l’approche de Caton ; b) résultats expérimentaux ; c) erreur entre les essais et les prédictions.

3.2.1.4 Conclusion

Les résultats obtenus dans cette partie ont permis de conclure que le TA6V obtenu par FLLP étudié possède une microstructure colonaire ainsi que des pores allongés dans le plan de fabrication (pores liés à la formation d’éjectas). La tenue en fatigue de ce matériau est très dispersée et anisotrope avec une moins bonne tenue pour une orientation de fabrication à 90° .

Les analyses conduites ont permis de montrer que les approches basées sur les statistiques des extrêmes permettent de prédire la taille du plus gros défaut pour un volume donné à partir de coupe 2D pour les orientations à 0° et 45° . À 90° ce type d’approche sous-estime la taille de défaut. Cette différence provient probablement des limitations associées à la caractérisation de la population des défauts en 2 dimensions dont la densité est très faible.

Le diagramme de Kitagawa-Takahashi généralisé en considérant la taille de défaut $\sqrt{\text{area}}$ défini par Murakami mesurée sur les faciès, le nombre de cycles à rupture et la

contrainte imposée montre que les résultats issus des trois orientations de fabrication se superposent dans ce diagramme. L'anisotropie de la tenue en fatigue peut donc dans ce cas simplement s'expliquer par la morphologie des pores dont la surface projetée dans le plan de contrainte normale maximale est maximisée lorsque l'éprouvette est fabriquée à 90°.

L'analyse conduite a permis de montrer que les approches basées sur la mécanique de la rupture comme l'approche de Caton constituent des outils efficaces permettant de prédire le nombre de cycle à rupture connaissant la taille de défaut initial.

Il faut rester vigilant quand à la généralisation des résultats obtenus qui dépendent rappelons le du type de mécanismes d'endommagement en fatigue et donc du matériau étudié et des conditions de fabrication utilisées. Si le comportement en fatigue avait été contrôlé par des pores gazeux sphériques les tenues en fatigue observées auraient probablement été isotropes. A titre d'exemple [Damon et al., 2019] a récemment observé que l'anisotropie du comportement en fatigue de l'acier maraging X3NiCoMoTi18-9-5 obtenu par FLLP est bien différente de celle du TA6V-FLLP. Pour cet acier, la tenue en fatigue en traction-purement alternée est minimale pour une orientation à l'horizontale (0°-358MPa) et maximale à la verticale (90°-440MPa). L'amorçage intragranulaire en mode I à l'origine de l'endommagement en fatigue est ici favorisé à l'horizontale (0°) lorsque les grains et cellules sont orientés perpendiculairement au plan de contrainte normale maximale imposée.

3.2.2 Criticité en fatigue des défauts situés en surface et à cœur du 316L-FLLP

La majorité des stratégies de fabrication FLLP consiste à réaliser un contour de pièce très dense avec une paramétrie de fabrication permettant de limiter la formation de pore et d'un remplissage dont la paramétrie permet de gagner en productivité. Dans la littérature la majorité des travaux en fatigue se concentre sur les défauts débouchants car ceux-ci comme présenté dans la partie précédente sont majoritairement observés à l'amorçage en fatigue. Afin de caractériser la tolérance au défaut à cœur, nous avons lancé avec mes collègues du PIMM (Patrice Peyre et Imade Koutiri) et de l'I2M (Nicolas Saintier) la thèse d'Olivier Andreau intitulée : nocivité en fatigue et contrôle de défauts produits par fabrication additive. D'un point de vue industriel, connaître la nocivité des défauts à cœur permet d'optimiser les paramètres de fabrication et de contrôle afin de gagner en productivité. Si les défauts à cœur sont peu nocifs, il est alors possible d'utiliser par exemple des paramètres permettant d'être plus rapide pour la partie cœur de la fabrication et d'être moins exigeant sur le contrôle et la santé matière dans cette zone. Les verrous scientifiques associés portent sur la caractérisation et la compréhension de l'impact de défaut en surface et à cœur. L'un des défis est de mieux comprendre les mécanismes à l'origine des différences de nocivité généralement observées entre des défauts surfaciques et internes.

3.2.2.1 Protocole expérimental et résultats

L'objectif de ces travaux est de caractériser la nocivité en fatigue de défauts naturels situés à cœur. Afin d'être en mesure de caractériser les populations de pores en tomographie 4 lots d'éprouvettes de petites dimensions ont été fabriqués à la verticale (90°) (figure 3.16 a)) sur une machine SLM solution.

Le premier lot constitué de 7 éprouvettes usinées dans un barreau de section carrée de largeur 7mm fabriqué dans des conditions optimales sera utilisé comme référence .

Pour les 3 autres lots, la géométrie des éprouvettes a directement été fabriquée en FLLP. Les éprouvettes ont ensuite été polies afin de conserver le contour (de bonne densité) tout en supprimant la topologie de surface nocive en fatigue (3.16 b)). Quelques éprouvettes ont quand à elle été usinées puis polies sur une profondeur dépassant la largeur de contour afin de rendre débouchant les éventuels pores situés à cœur.

Ces 3 lots d'éprouvettes ont été réalisés en utilisant des vitesses de balayage laser différentes (lots A : $V=800$, B : $V=1000$ et C : $V=1100$ mm/s), afin de générer des populations de pores de densité et de tailles différentes. Après usinage, toutes les éprouvettes ont été traitées à 350°C pendant 2H afin de relaxer les éventuelles contraintes résiduelles.

Les essais ont tous été réalisés sur vibrophore en traction répétée ($R=0.1$) à une fréquence de 65Hz en suivant la méthode locati sensurée à 10^6 cycles. La tenue en fatigue 10^6 cycles de chaque éprouvette a été estimée en suivant la méthode proposée par Nicholas [Nicholas, 2002]. Les faciès ont tous été observés pour identifier l'origine de l'amorçage.

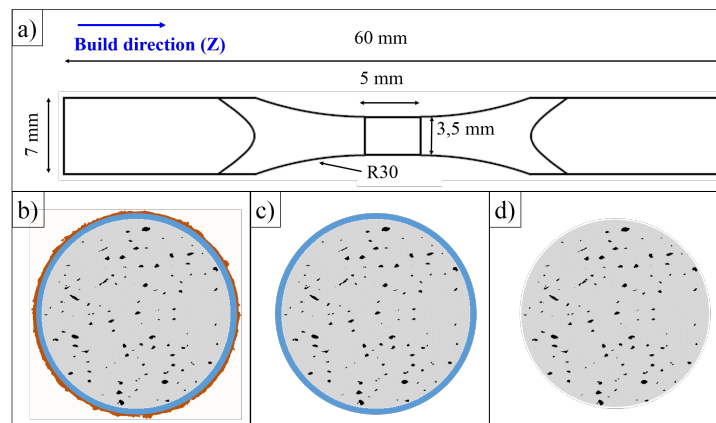


FIGURE 3.16 – a) Géométrie des éprouvettes testées et vue en coupe de la section utile a) brute de fabrication b) après polissage de l'extrême surface d) après tournage pour enlever intégralement le contour.

La figure 3.17 a), présentant les reconstructions tomographiques, illustrent les différences importantes entre les populations de pores des lots testés. Les densités de porosité globale sont respectivement de 0.02 et de 2.59% pour les lots extrêmes notés V800 et V1100.

Pour le lot de référence, l'amorçage pour 5 éprouvettes sur un total de 7 est localisé à partir de la matrice et aucun pore n'a donc été observé sur ces faciès. Pour les 2 autres éprouvettes, un pore de type manque de fusion a pu être observé à l'amorçage. Les résultats de tenue associés à ces essais sont présentés sur la figure 3.18. Ce résultat est intéressant car tous les travaux de la littérature, à notre connaissance, observent un pore à l'amorçage d'éprouvettes 316L usinées obtenues par FLLP sans traitement CIC. L'utilisation d'éprouvettes de petites tailles permettant de réduire la probabilité de rencontrer un pore permet d'expliquer l'originalité de ce résultat. D'après la littérature, la tenue en fatigue à 10^6 cycles pour des sollicitations répétées ($R=0,1$) pour ce même alliage obtenu par FLLP quelque soit le traitement thermique imposé y compris CIC ne dépassent jamais les 400MPa en contrainte maximale [Zhang et al., 2019]. Les tenues comprises entre 552 et 586MPa obtenues à partir de nos essais sont donc extrêmement élevées, dépassent la limite d'élasticité ($Rp_{0.2}=450$ MPa) et s'approchent même de la résistance

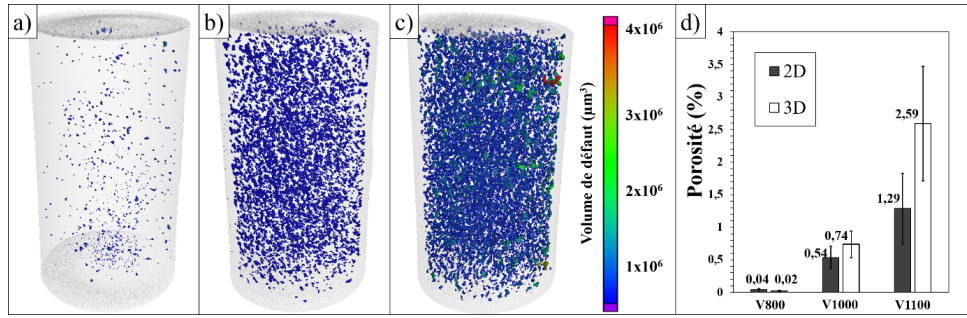


FIGURE 3.17 – Visualisation des pores après reconstruction tomographique et seuillage pour les échantillons des lots a) V800, b) V1000, c) V1100. Couleur des pores normalisée par rapport au plus grand volume de défaut mesuré dans V1100. d) Taux de porosité moyen mesuré en volume (tomographie) et en aire (métallographie) pour les 3 lots.

mécanique ($R_m=583\text{MPa}$) du matériau identifiée en monotone. Les bonnes tenues en fatigue et en montonne du 316L-FLLP peuvent en partie s'expliquer par la présence d'une sous-structure constituée de cellules d'une taille inférieure au micron générée par les vitesses solidification très élevées en FLLP. Citons l'article de Wang [Wang et al., 2018] qui décrit en détails ces cellules observables dans les zones d'amorçage de nos faciès de rupture en fatigue (figure 3.19). L'échelle de taille des formes géométriques présentées sur les figures 3.19 e) et f) est la même que celle des cellules observées par Wang. En l'absence de pore, cette microstructure particulière semble donc conférer au matériau une tenue en fatigue remarquable.

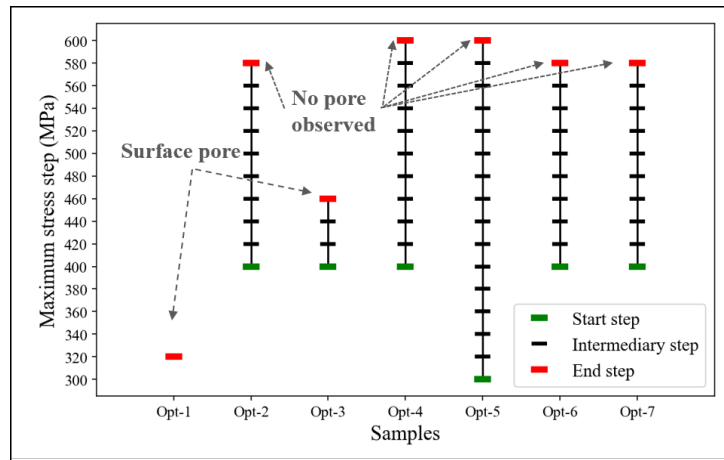


FIGURE 3.18 – Résultats des essais Locati obtenus sur les éprouvettes de référence en 316L-FLLP.

Pour les éprouvettes réalisées avec différentes vitesse de fabrication, la majorité des faciès montre un amorçage à partir d'un défaut de surface (figure 3.20). Les tailles de ces défauts observées à l'amorçage et donc les tenues en fatigue de ces différents lots qui en découlent sont proches et ce malgré des populations de défaut à cœur très différentes (figure 3.17). Seules 3 éprouvettes du lot V1100 possédant la plus forte densité de défauts montrent un amorçage qui n'est pas localisé sur un pore débouchant. L'une de ces trois éprouvettes s'est rompue à partir d'une fissure amorcée à partir d'un pore de grande taille à cœur (figure 3.21). Les deux autres montrent quand à elles un amorçage à partir d'une couche délaminée. Ce délaminage semble être lié à une densité de pore probablement trop

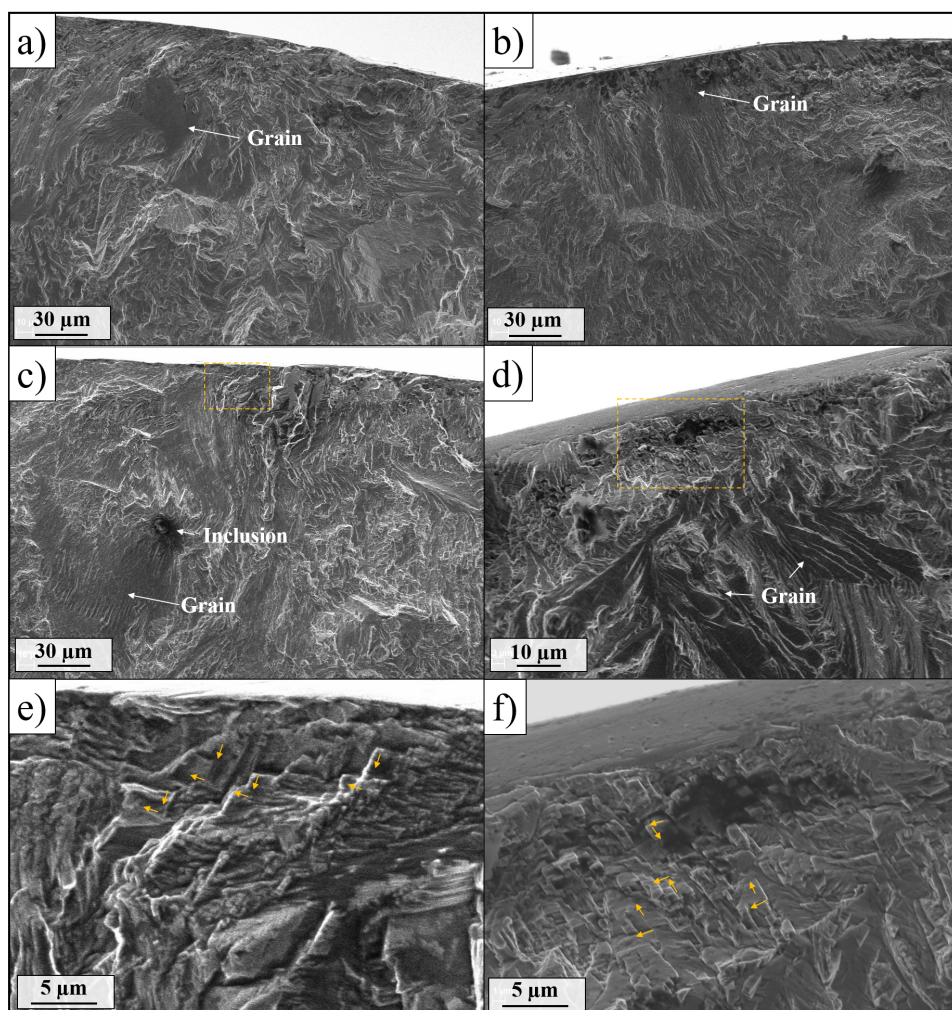


FIGURE 3.19 – Faciès de rupture pour 4 éprouvettes en 316L-FLLP montrant un amorçage à partir de la microstructure, e) et f) sont des zooms sur les zones encadrées respectivement en c) et d).

élevée sur une couche située dans la section utile de l'éprouvette.

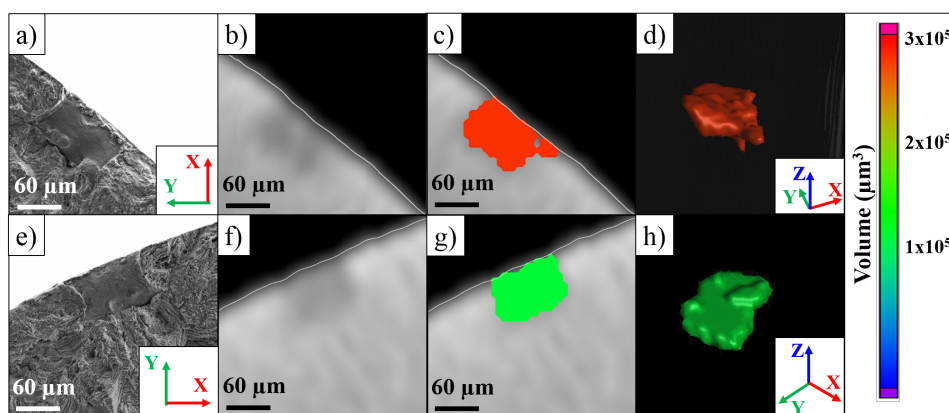


FIGURE 3.20 – a)-d) Pore critique de deux échantillons du lot V800 observés au MEB et en tomographie X après reconstruction, détection et visualisation en 3D respectivement.

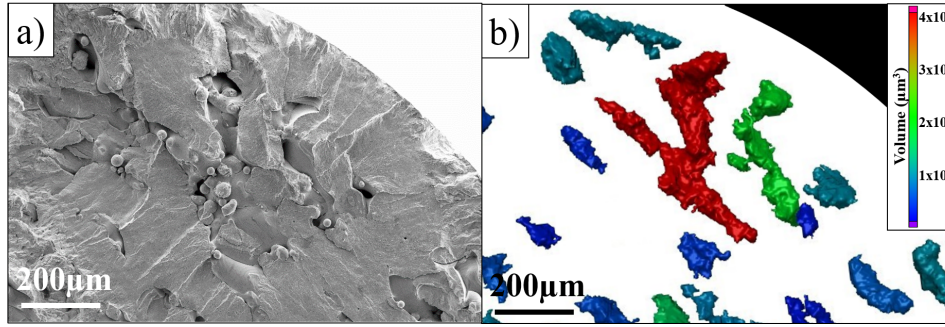


FIGURE 3.21 – a) Défaut critique identifié post-mortem b) Visualisation des défauts présents à la même position dans le volume reconstruit et segmenté en tomographie rayon X

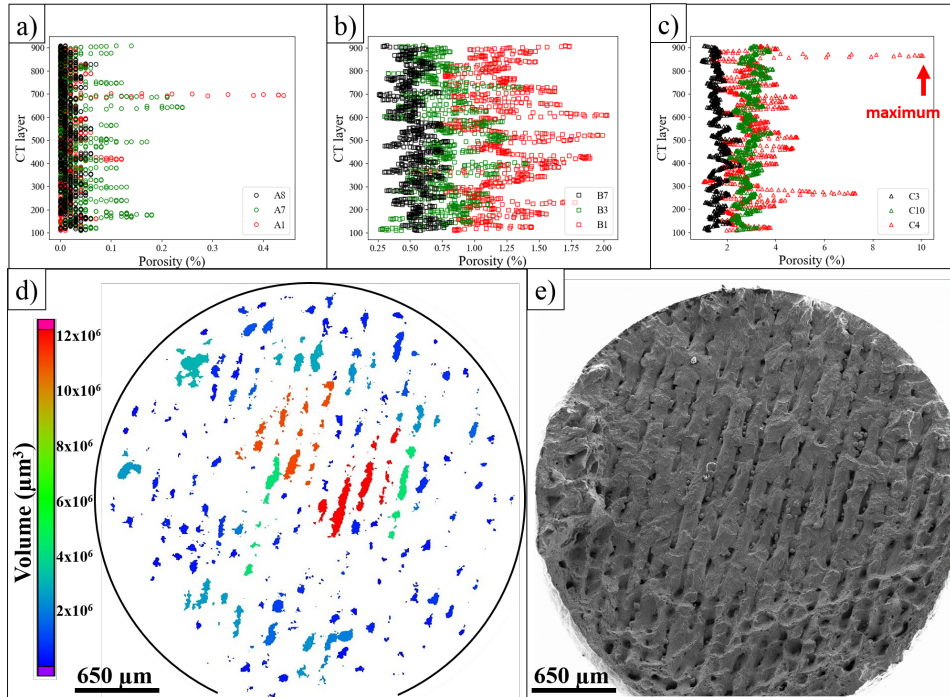


FIGURE 3.22 – a) b) c) Évolution de la porosité surfacique en fonction du numéro de couche après reconstruction tomographique pour 3 échantillons issus des lots V800, V1000 et V1100. d) visualisation 2D des défauts dans l'échantillon V1100-4 après reconstruction tomographique à la couche de porosité maximale identifiée en c) et e) Partie inférieure d'un faciès de rupture délaminé.

3.2.2.2 Analyse des résultats et estimation de la criticité des défauts situés à cœur et en surface

L'analyse systématique de la population de pores de chaque éprouvette par tomographie couplée à la localisation post-mortem de l'amorçage permet de mieux comprendre les conditions à l'origine de la rupture.

La figure 3.22 illustre pour 3 éprouvettes par lot l'évolution le long de l'éprouvette de la densité surfacique de porosité estimée sur les sections perpendiculaires à la charge appliquée. Pour les 2 éprouvettes ayant montré un faciès de type délaminage la rupture est localisée sur une couche de forte densité de porosité observable en tomographie et dont

les valeurs atteignent respectivement 10.1 et 15.3 %. Pour tous les autres échantillons du même lot V1100 montrant un amorçage à partir d'un pore surfacique ce maximum est situé entre 2.5 et 7.4 %. Ces analyses permettent de conclure que dans le cadre de cette étude, le taux de porosité interne (estimé par analyse surfacique) a un impact sur la tenue en fatigue si sa valeur est supérieure à une limite estimée entre 7 et 10%. En dessous de cette valeur, la densité de pores interne n'a pas d'impact sur la tenue en fatigue, qui est alors entièrement contrôlée par les pores de surface.

Le tableau 3.2 compare la \sqrt{aire} dans le plan perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette des 10 plus grands défauts détectés en tomographie avec la \sqrt{aire} du défaut critique (= à l'origine de la rupture) identifié post mortem. Si pour le lot V800, le ratio entre les défauts critiques reste à 1, il augmente progressivement à 2.1 et 3.6 pour les lots V1000 et V1100 respectivement. Ceci montre que malgré la présence de défauts de grandes dimensions ($> 150\mu m$) en sous surface, les propriétés en fatigue sont toujours dictées par les défauts de surface dont la taille est systématiquement $< 100\mu m$. Précisons que le seul défaut ayant généré un amorçage à cœur possédait une taille de $380\mu m$ (figure 3.21). L'ensemble de ces résultats tend à montrer qu'il est nécessaire d'avoir des défauts au moins 3.6 fois plus grands que ceux en surface pour devenir nocifs en fatigue. Ce ratio élevé est en désaccord avec le critère de Murakami pour lequel un défaut devient critique à cœur s'il est 1.7 fois plus grand que celui localisé en surface. Des observations similaires ont été obtenues dans le cas d'un alliage A357-T6 contenant des défauts [Serrano-Munoz et al., 2016, Rotella et al., 2018], où des petits défauts surfaciques étaient systématiquement à l'origine de la rupture malgré la présence de larges défauts internes. La prise en compte de l'effet de la position d'un défaut uniquement via la modification du facteur d'intensité de contrainte comme le fait Murakami n'est donc dans notre cas pas suffisante pour expliquer la différence de nocivité observée entre les défauts à cœur et en surface. D'autres effet comme l'environnement et/ou la microstructure entrent probablement en jeu. L'impact nocif de l'air sur la durée de vie attribuée à la fragilisation par l'hydrogène dans les aciers a fait l'objet de nombreux travaux de la littérature [Petit et al., 1994]. Comme la fabrication FLLP est réalisée sous gaz inerte (argon), les défauts de manque de fusion non débouchants contiennent donc principalement du gaz inerte, probablement moins nocif pour l'amorçage et la propagation de fissures.

Lot	Taille moyenne des 10 plus grands défauts (μm)	Taille moyenne des défauts critiques (μm)	Ratio
V800	77	75	1.0
V1000	133	63	2.1
V1100	203	57	3.6

TABLEAU 3.2 – Taille moyenne \sqrt{aire} des 10 plus grands défauts détectés en tomographie pour chaque échantillon dans chaque lot et taille moyenne détectée post mortem.

L'ensemble des résultats obtenus sont synthétisés dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi de la figure 3.23. Les 2 éprouvettes dont l'amorçage est associé au délaminage d'une couche poreuse ne sont par présentées dans ce diagramme. On retrouve l'allure classique du diagramme de Kitagawa-Takahashi avec une chute de la limite d'endurance avec la taille de défaut. La dépendance de la tenue à la taille de défaut suit globalement une pente de $-1/2$ ce qui est donc en accord avec la mécanique linéaire de la rupture et le critère d'EL Haddad. Ces résultats sont comparés avec les résultats de Guerschais

[Guerchais et al., 2014] obtenus sur un 316L laminé après avoir introduit un défaut artificiel hémisphérique. La comparaison avec les résultats de Guerchais permet d'illustrer la très bonne tenue du 316-FLLP lorsqu'il n'y a pas de pore à l'amorçage. La différence de sensibilité à la taille de défaut observé entre nos résultats et ceux de Guerchais peut être attribuée à la différence de géométrie. Les défauts naturels très anguleux sont probablement beaucoup plus nocifs que les défauts hémisphériques étudiés par Guerchais. La figure 3.23 permet d'illustrer que la taille de défaut critique dans le diagramme de Kitagawa-Takahashi dépend fortement de la position du défaut. La taille de défaut critique peut être estimée autour de 25 μm pour un défaut débouchant contre 200 μm pour un défaut à cœur.

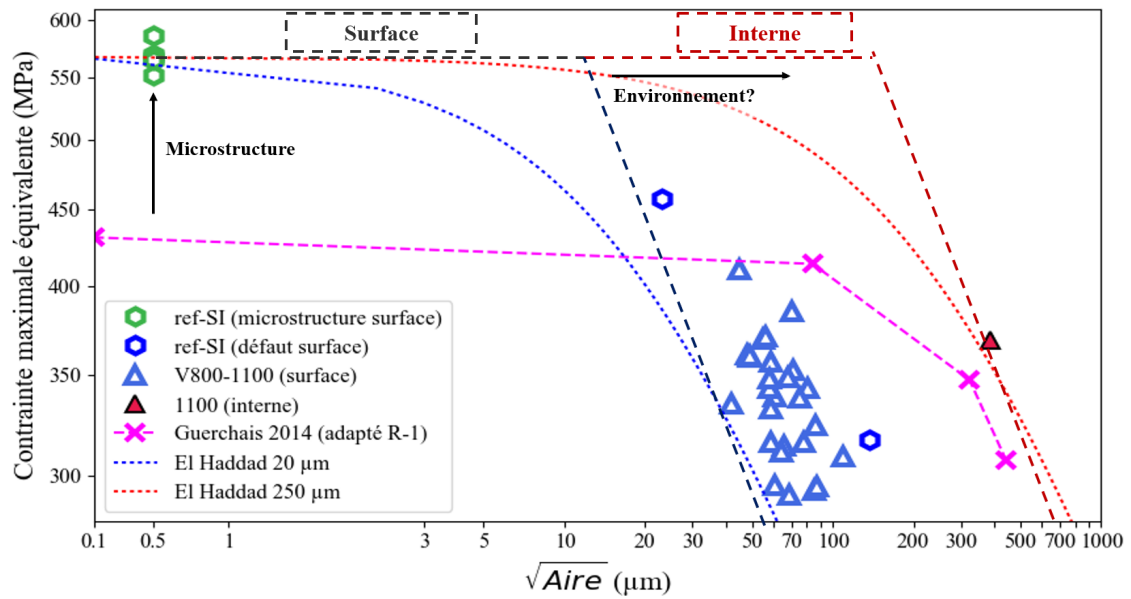


FIGURE 3.23 – Diagramme de Kitagawa-Takahashi synthétisant tous les résultats obtenus sur le 316L-FLLP.

L'effet d'échelle observé dans le chapitre précédent sur l'alliage d'aluminium Al 7050 nous amène à être prudent dans l'analyse de ces résultats. Plus les défauts sont grands plus ils sont rares, pour des raisons mécanique et probablement d'environnement, la nocivité des défauts à cœur est également plus faible qu'en surface. En comparant dans ces travaux la nocivité des défauts de manière déterministe nous oublions donc l'impact de la densité des défauts et l'effet d'échelle qui en découle sur la tenue. L'unique éprouvette ayant rompue à partir d'un unique grand défaut observé à cœur par tomographie possédait par exemple de nombreux défauts en surface. Pour des microstructures dont la tolérance au défaut serait très dispersée spatialement, la différence de nocivité entre deux populations de défaut dont la densité est différente sera exacerbée par l'effet d'échelle. La différence de nocivité observée dans ces travaux peut donc également s'expliquer par des effets d'échelle ou de taille de volume sollicité.

3.2.2.3 Conclusion

Dans ces travaux, des essais en traction répété ($R=0,1$) ont été conduits sur des éprouvettes de petite taille. L'originalité de ces essais porte à la fois sur la taille des éprouvettes

et sur les configurations testées. La petite taille d'éprouvette a permis d'obtenir des scans tomographiques de bonne résolution et d'estimer la criticité des mécanismes d'endommagement en présence. Diminuer la taille de l'éprouvette a également permis de diminuer la probabilité de rencontrer un défaut dans la zone utile de l'éprouvette et donc de caractériser le 316L-FLLP sans pore nocif à l'origine de l'amorçage en fatigue. Tester des éprouvettes tout en conservant le contour mais en enlevant la rugosité de surface par polissage et ce pour différentes population de porosités a permis de mieux comprendre la compétition entre les mécanismes d'amorçage en surface et à cœur des pièces FA. Les principales conclusions de ces travaux conduits sur le 316L-FLLP sont :

- la taille critique de défaut à cœur est estimée autour de $380\mu\text{m}$ ce qui est 4 à 10 fois plus grande que celle identifiée en surface. La criticité du défaut dépend grandement de sa position (en surface ou à cœur).
- La tenue en fatigue à 10^6 cycles du 316L-FLLP étudié est principalement contrôlée par la taille des pores surfaciques malgré la présence de larges pores à cœur.
- En l'absence de pore dans la zone utile, la tenue en fatigue à 10^6 atteint des valeurs très élevées qui dépassent les 500MPa pour un rapport de charge $R=0,1$.
- une densité surfacique de pore à cœur importante, inférieure à 10% n'impacte pas la tenue en fatigue.

Ces résultats confirment que le 316L-FLLP est très tolérant au défaut à cœur et que fabriquer des composants avec un contour dense dépourvu de pore pourrait améliorer grandement les propriétés en fatigue du matériau. Si le contour ne peut être amélioré, ces résultats montrent qu'il est possible de tolérer davantage de défaut à cœur et donc d'améliorer la productivité du procédé sans altérer la tenue. Une augmentation de vitesse d'avance du laser de l'ordre de 25% à cœur aux paramètres conventionnels n'a pas montré de différence sur la tenue en fatigue en présence de contour.

3.3 Impact des défauts sur la tenue en fatigue d'éprouvettes brutes

La majorité des travaux de la littérature sur la tenue en fatigue de pièce FLLP s'intéresse aux pièces usinées. Les quelques travaux conduits sur surface brute sans parachèvement mettent en évidence un abattement en fatigue conséquent sans en expliquer l'origine physique [Chastand et al., 2018, Wycisk et al., 2015].

L'objectif de cette partie est de faire un bilan de quelques observations issues de deux études conduites sur l'impact de l'état de surface sur la tenue en fatigue des pièces FLLP brutes sans CIC. La première étude sur de l'Inconel 625 a été conduite en collaboration avec le PIMM (Imade Koutiri et Patrice Peyre), la seconde avec l'IRT Jules Vernes sur le TA6V.

3.3.1 Effet de l'état de surface sur la tenue en fatigue de l'Inconel 625 obtenu par FLLP

La majorité des travaux de la littérature compare la tenue d'éprouvettes brutes de fabrication et donc composées d'un contour à la tenue d'éprouvette prélevées dans un brut FA et donc sans contour. La différence entre ces deux types de lots est alors classiquement attribuée à la différence d'état de surface. Ce type de comparaison est un peu rapide car les microstructures d'éprouvettes fabriquées avec et sans contour peuvent être différentes.

L'objectif des travaux conduits avec le PIMM était de découpler l'impact en fatigue de la topologie de surface de celui de la microstructure et ce pour des éprouvettes brutes de fabrication en Inconel625. Pour atteindre cet objectif des éprouvettes brutes (possédant un contour) ainsi que des éprouvettes brutes polies (possédant un contour mais un état de surface lisse) ont été caractérisées en fatigue.

Après avoir effectué un travail important sur le procédé afin d'identifier les paramètres de fabrication optimaux, 12 éprouvettes planes de fatigue ont été fabriquées à l'horizontale avec un angle d'inclinaison de 10° (figure 3.24). Les bords des éprouvettes ont tous été polis jusqu'au poli-miroir afin que l'amorçage soit localisé sur les faces de l'éprouvette.

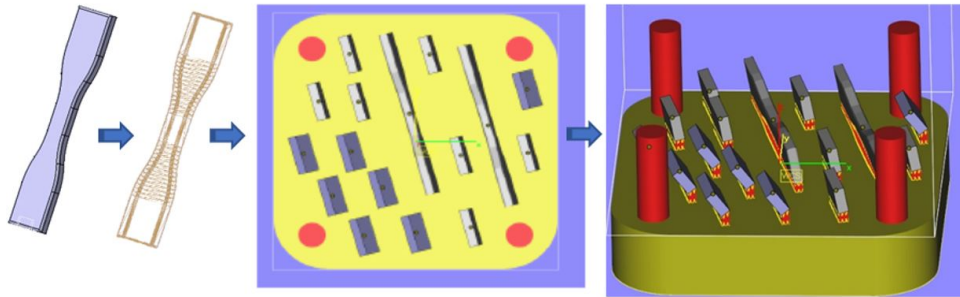


FIGURE 3.24 – Plateau de fabrication des éprouvette FLLP en Inconel 625.

Les essais ont été conduits en traction-compression purement alternés à 20HZ. La figure 3.25 présente les résultats obtenus dans un diagramme de Wöhler. La première constatation est que la différence entre les lots polis et brut n'est pas très importante à grand nombre de cycles.

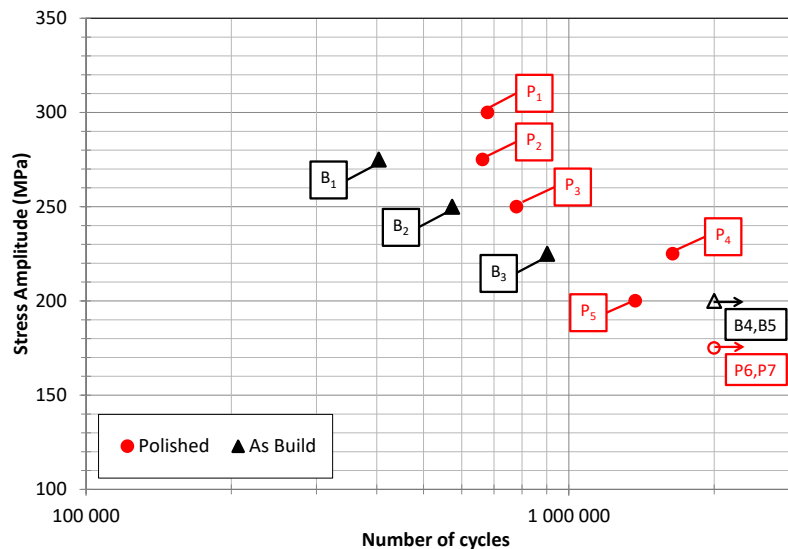


FIGURE 3.25 – Diagramme de Wöhler synthétisant les résultats des essais de fatigue conduits en $R=-1$ sur l'Inconel 625-FLLP.

L'analyse des faciès de rupture, montre que les éprouvette polies présentant la meilleure tenue (P1, P4 et P6) n'ont pas de pore à l'amorçage. L'amorçage semble donc dans ce cas piloté par la microstructure. Pour l'ensemble des autres éprouvettes polies ou non des

pores en surface ou en sous couches sont clairement identifiés à l'amorçage (figures 3.27 et 3.28). La taille des défauts à l'amorçage pour les éprouvettes brutes et usinées étant du même ordre de grandeur, il n'est pas étonnant de retrouver des comportements en fatigue proches. Il semblerait que dans ce cas la taille de défaut contrôle la tenue et que la rugosité de surface soit un paramètre du second ordre.

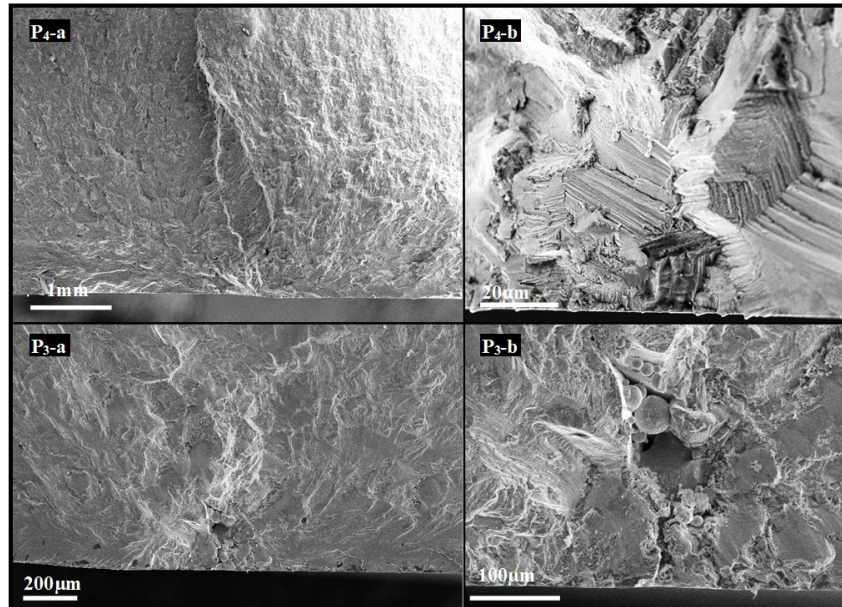


FIGURE 3.26 – Images MEB des faciès de rupture des éprouvettes polies P4 a) et b) amorçage à partir de la microstructure, éprouvette et P3 a) et b) amorçage à partir d'un pore en sous couche.

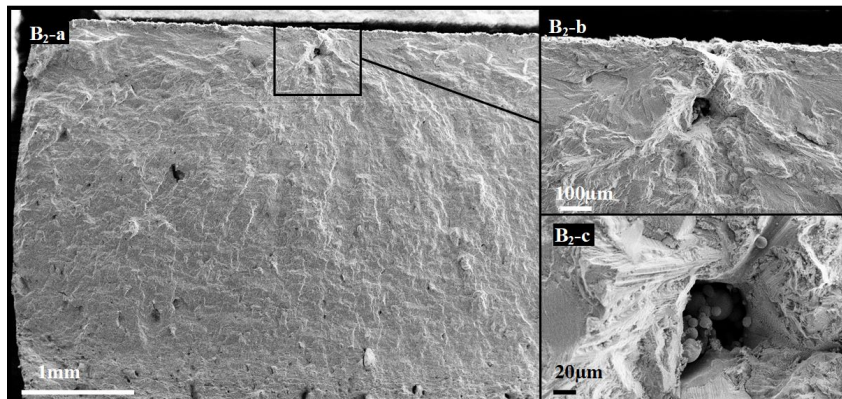


FIGURE 3.27 – Images MEB du faciès de rupture de l'éprouvette brute B2 montrant un amorçage à partir d'un pore en sous couche.

Il est intéressant de noter que pour 3 éprouvettes sur les 5 brutes testées, l'amorçage est localisé à partir d'une particule surfacique dont la taille est de l'ordre de 150µm. Ces particules sont probablement des éjectas partiellement refondus par le passage du laser. La figure 3.29 montre le scan de la surface obtenue au profilomètre avant essai ainsi que l'image MEB du faciès de rupture associé. Avant essais la surface comporte une vingtaine d'éjectas en surface dont la hauteur dépasse de 100µm le plan moyen de l'éprouvette. Sur le faciès de rupture, l'interface entre l'éjecta et le reste de l'éprouvette n'est pas pas

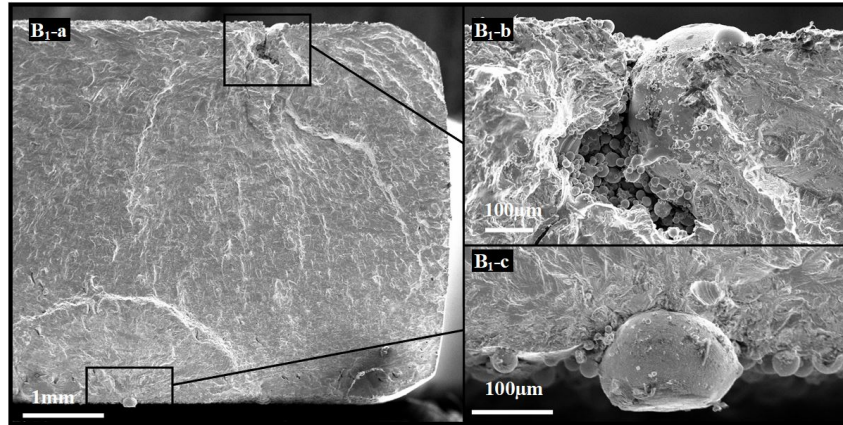


FIGURE 3.28 – Images MEB du faciès de rupture de l'éprouvette brute B1 montrant un double amorçage à partir d'éjectas en surface.

continu. Les éjectas semblent donc agir comme des défauts initiaux critiques en fatigue. La figure 3.29 montre qu'un profilomètre 3D peut être un outil utile pour rechercher ce type de défaut. Ce résultat montre qu'il est nécessaire de rester prudent quand à l'utilisation de paramètres moyennés comme le Ra ou le Sa pour caractériser l'impact d'un état de surface sur la tenue en fatigue. Ce type de grandeur est probablement inefficace pour rendre compte de la présence d'accident de surface locaux comme ceux rencontrés dans ces travaux. Comme discuté dans l'introduction, l'échelle d'observation et de caractérisation de la surface doit être choisie afin de quantifier une grandeur liée au mécanisme à l'origine de l'endommagement en fatigue.

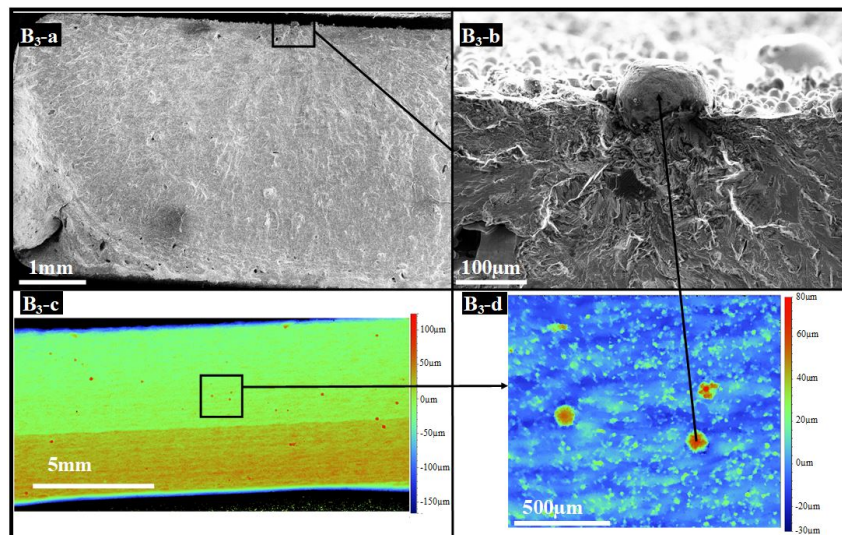


FIGURE 3.29 – Images MEB du faciès de rupture de l'éprouvette brute B3 et scan surface associé montrant un amorçage à partir d'un éjecta en surface.

3.3.2 Effet de l'état de surface sur la tenue en fatigue du TA6V obtenu par FLLP

Dans le cadre du projet FATAL de l'IRT Jules Vernes présenté précédemment, afin également d'étudier l'impact de l'état de surface brute sur la tenue, des éprouvettes brutes

ont été réalisées à 45 et 90°. Les éprouvettes ont subi le même traitement thermique que les éprouvettes usinées et leur géométrie est identique. Le chargement en fatigue est également de la traction répétée ($R=0,1$). Après fabrication, la surface des éprouvettes a été caractérisée au profilomètre 3D sur différentes zones localisées sur le pourtour de l'éprouvette (figure 3.30). Pour les échantillons fabriqués verticalement (90°) la rugosité de surface S_a est de l'ordre de 11 μm et relativement homogène sur le pourtour de l'éprouvette. Pour les échantillons réalisés à 45°, le S_a est supérieur sur la surface downskin et atteint 17 μm contre 12 μm sur la partie upskin .

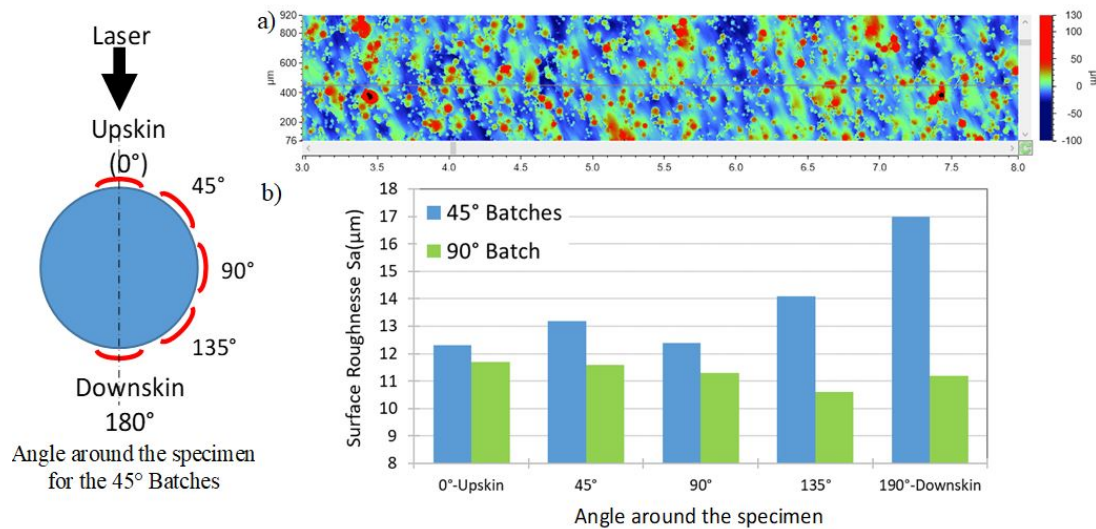


FIGURE 3.30 – a) Exemple de topologie de surface obtenue au profilomètre 3D b) Evolution du S_a en fonction de la position angulaire de la zone scannée.

Les résultats normalisés obtenus sur surface brute et usinée sont présentés dans le diagramme de Wöhler (figure 3.31). La tenue moyenne des éprouvettes brutes est bien plus faible que celle des éprouvettes usinées. La tenue des éprouvettes brutes les plus résistantes approche la fourchette basse des éprouvettes usinées. Curieusement, malgré les différences d'état de surface constatées avant essai, les tenues des lots à 45° et 90° sont très proches et peu de dispersion est observé au sein de ces lots. Ce résultat est en accord avec ceux de Fatemi et al. [Fatemi et al., 2019] qui ont obtenu des tenues identiques pour des lots en TA6V-FLLP ayant des rugosité exprimées en R_a de 10 et 20 μm .

Concernant les mécanismes d'endommagement, deux types de mécanismes peuvent être observés. L'amorçage est parfois localisé par ce qui s'apparente à un défaut de surface (figure 3.32 a)) ou à partir d'un défaut de type manque de fusion débouchant issu d'un éjecta (figure 3.32 b)) comme observé précédemment sur l'Inconel 625. Pour le lot à 90°, l'amorçage est réparti aléatoirement sur le pourtour de l'éprouvette. Pour le lot à 45°, pour toutes les ruptures au delà de 10^5 cycles l'amorçage est systématiquement localisé dans la zone située en upskin où le S_a est minimum. Pour ces éprouvettes un défaut de type manque de fusion est systématiquement observé. On peut donc en conclure que les défauts de type manque de fusion majoritairement localisés du côté upskin de l'éprouvette contrôle la tenue. Il est cependant surprenant que le changement de mécanisme c'est à dire le passage d'un amorçage défaut de surface de type rugosité à un amorçage à partir d'un manque de fusion ne génère pas davantage de discontinuité ou de dispersion de tenue dans le diagramme de Wöhler.

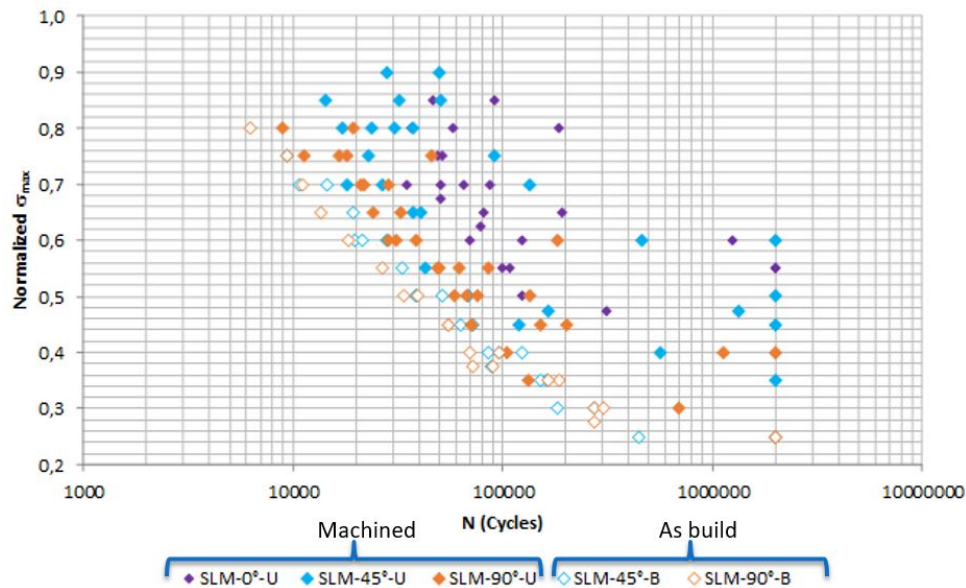


FIGURE 3.31 – Diagramme de Wöhler synthétisant les résultats des essais de fatigue conduits en traction $R=0,1$ sur le TA6V-FLLP surface brute et usinée.

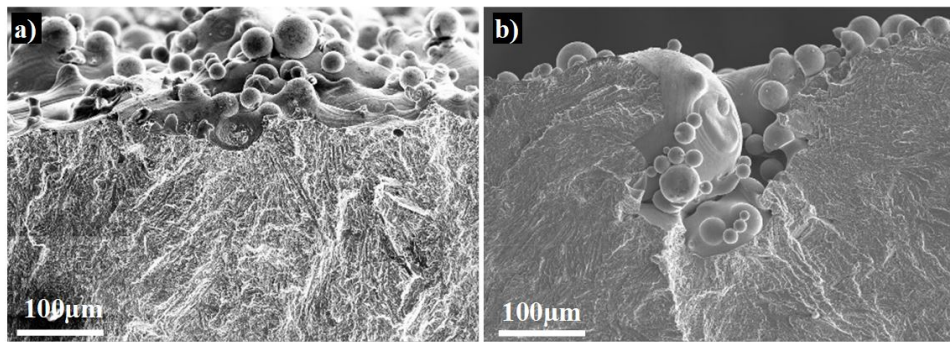


FIGURE 3.32 – Images MEB de faciès de rupture d'éprouvette TA6V-FLLP brutes : a) amorçage à partir d'un défaut de surface, b) amorçage à partir d'un manque de fusion débouchant.

3.3.3 Conclusion

Les quelques résultats présentés dans cette partie illustrent la complexité du lien entre l'état de surface des pièces obtenues par FLLP et leur tenue en fatigue. Le contour et le cœur des pièces FA possèdent des microstructures et des populations de défauts pouvant être différentes qu'il est nécessaire de prendre en compte dans ces analyses. La différence de tenue en fatigue entre des lots bruts et usinés ne semble donc pas être uniquement liée à la différence de topologie de surface. La multiplicité des mécanismes d'endommagement en présence rend ce problème complexe. La compréhension de la compétition ou de l'interaction entre les défauts débouchants et la topologie de surface en particulier est un sujet nécessitant de conduire des travaux ciblés sur cette problématique pour être compris (figure 3.32).

3.4 Conclusions du chapitre

Au moment où sont écrites ces lignes, de nombreux travaux de recherche sont en cours sur le comportement en fatigue des alliages métalliques obtenus par FA mais aussi sur l'amélioration de ces procédés. L'objectif de ce chapitre était d'exposer un certain nombre de constatations, majoritairement expérimentales qui permettent d'aiguiller à un instant t nos futurs travaux. Comme exposé, lorsque la population de défaut en présence est connue, les approches basées sur la mécanique de la rupture offrent un cadre efficace pour prédire l'impact des défauts sur la tenue. Les verrous se concentrent donc sur les méthodes de caractérisation/prédiction de la population de défaut en présence : répartition spatiale, densité, morphologie... La tomographie aux rayons X s'avère dans ce cadre un outil pertinent pour caractériser les populations de défaut en présence et mieux maîtriser le dimensionnement. Hélas ce type de technologie est difficilement applicable directement sur des pièces massives. Des développements à la fois méthodologique et expérimentaux sont donc encore nécessaires pour établir un lien robuste entre la caractérisation du matériau (et de sa population de défaut) et la tenue en fatigue du composant.

La très bonne tenue observée des éprouvettes 316L-FLLP usinées dont l'amorçage est exempt de pore illustre le potentiel de ce type de procédé. La constante évolution du procédé notamment sur les stratégies de contour, les contrôles in situ du bain de fusion, la granulométrie des poudres employées etc... auront une influence certaines sur les propriétés en fatigue notamment si elles permettent une amélioration de la santé matière.

Conclusions et perspectives

Ce mémoire d'Habilitation à Diriger des Recherches retrace l'ensemble de mes activités d'enseignement et de recherche depuis le début de ma thèse en 2009.

Ma thématique de recherche est basée sur les travaux que j'ai menés pendant ma thèse concernant la prise en compte de l'effet du procédé sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles. A la suite de ma thèse trois axes de recherche plus ou moins liés ont émergé :

1. l'étude de l'impact de la microstructure modifiée par traitement thermique ou écrouissage sur le comportement en fatigue des aciers en présence ou non de défauts.
2. l'étude de l'impact de la topologie de surface sur la tenue en fatigue (usinage en bout, forgeage, grenaillage).
3. l'étude de l'impact des défauts et de l'état de surface sur le comportement en fatigue des pièces obtenues par fabrication additive.

Dans l'ensemble de ces axes de recherche, le fil conducteur a été le même. Des essais de fatigue parfois originaux ont été conduits pour comprendre les mécanismes en présence et proposer des approches de dimensionnement en fatigue capables de les décrire. Tous ces axes de recherche ont donc nécessité le développement de techniques expérimentales et théoriques comme l'essai de fatigue en cisaillement, la modification du volume sollicité par l'introduction de multiples défauts ainsi que les approches probabilistes pour modéliser le comportement en fatigue des matériaux caractérisés. L'utilisation de cette démarche pour étudier les différents axes présentés précédemment a permis d'aboutir à un certain nombre de résultats et conclusions importantes :

1. Concernant le premier axe, suite aux travaux menés sur les matériaux traités thermiquement avec défauts, une compétition entre différents mécanismes d'endommagement a été observée. Une approche probabiliste basée sur l'utilisation du maillon le plus faible pour considérer différents mécanismes a été proposée. Celle-ci présente l'avantage d'intégrer explicitement la sensibilité de la tenue en fatigue aux défauts pour différents types de chargement. Étonnamment, Les essais de traction-compression et de cisaillement ont montré que la taille critique de défaut ne dépend ni du chargement ni du type de microstructure (traité ou non). Les travaux menés sur le 27MnCr5 écroui par extrusion ont révélé que contrairement aux pièces traitées thermiquement l'amélioration de la dureté ne génère pas une augmentation de la sensibilité de la tenue en fatigue à la contrainte hydrostatique.
2. Concernant le deuxième axe, les travaux conduits sur l'Al 7050 usiné en bout ont démontré que la tenue en fatigue de ce type de composant est sensible à la taille du volume fortement sollicité. Dans ce cadre, un critère probabiliste basé sur l'hypothèse du maillon le plus faible et la définition d'un seuil à l'échelle locale par une loi de Weibull a été utilisée. Ce type d'approche permet de retrouver le diagramme de Kitagawa-Takahashi et de modéliser les résultats expérimentaux obtenus. Ce critère est en particulier capable de traiter simultanément la présence d'accidents géométriques locaux et d'un état de surface plus homogène (périodique ou non) sur la tenue en fatigue.
3. Concernant l'étude du comportement en fatigue des pièces obtenues par fabrication additive, l'impact des défauts et de l'état de surface sur le comportement en fatigue

ont été abordés. Les travaux conduits ont montré que la morphologie allongée des défauts est à l'origine du comportement anisotrope en fatigue du TA6V-FLLP. Si la population de défaut est connue, les approches classiques basées sur la LEFM constituent des outils efficaces pour prédire la durée de vie de ce matériau à défaut. Les travaux conduits sur le 316L-FLLP ont montré l'impact prononcé de la position du défaut sur sa nocivité. Pour ce matériau, la taille critique de défaut à cœur est également au moins 4 fois supérieure à celle identifiée en surface. En l'absence de défaut, la tenue en fatigue à grand nombre de cycles très élevée du 316L-FLLP témoigne du fort potentiel de cette technologie. Concernant l'impact de l'état de surface des pièces FA, les premiers résultats expérimentaux obtenus illustrent la complexité de cette problématique liée à la présence de différents mécanismes d'endommagement (amorçage sur pore débouchant ou à partir de la rugosité).

Les perspectives de l'ensemble de mes travaux sont nombreuses et elles ont déjà été détaillées à plusieurs reprises le long de ce mémoire. Je me contenterai donc maintenant de donner mes principales perspectives de travail pour les années à venir. Mon objectif pour la suite est de :

- Poursuivre mes activités de recherche sur la prise en compte de la microstructure et de ces éventuels gradients sur la tenue en fatigue.
- Accentuer mon implication sur les matériaux issus de fabrication additive notamment dans la modélisation du comportement en fatigue des pièces brutes de fabrication.
- Démarrer une nouvelle thématique de recherche basée sur les essais vibratoires complémentaires des activités actuelles du laboratoire.

Mes activités sur l'étude de l'impact des procédés conventionnels de mise en forme vont se poursuivre car de nombreux challenges son encore à relever sur cette thématique. Concernant l'impact de l'écrouissage, peu de travaux abordent l'effet du type de trajet de pré-déformation sur le comportement en fatigue multi-axiale. Cette problématique, passionnante scientifiquement, suscite un intérêt pour nos partenaires industriels notamment en emboutissage. L'objectif pour eux est de disposer d'une chaîne numérique permettant de passer de la simulation numérique du procédé à la prédiction de la tenue fatigue. Des projets sont en cours de montage sur cette thématique. La thèse de Vincent Argoud avec SAFRAN (qui se terminera en fin d'année 2020) portant sur la tenue en fatigue de pignon ayant subi un traitement de surface aborde des problématiques d'effet de gradient de chargement et de microstructure également dans la continuité de cette problématique [[Argoud et al., 2019](#)].

L'étude de la tenue en fatigue des matériaux issus de fabrication additive est sujet récent pour lequel la prise en compte de l'état de surface et de la population de défaut à cœur reste un défi.

Concernant la prise en compte de l'état de surface, les travaux complémentaires conduits dans la thèse de Pierre Merot et le projet FASICOM de l'IRT Jules Verne vont nous permettre de progresser dans la modélisation de défauts ponctuels et de la topologie de surface des pièces FA. La thèse de David Melle (débutée en juillet 2019) nous permettra de développer des approches probabilistes adaptées à la prise en compte de l'état de surface des pièces FA. La caractérisation de l'intégrité de surface des pièces FA reste un

problème complexe car elle est composée à la fois d'une rugosité et de défauts débouchants susceptibles d'être critiques en fatigue. Pour aborder cette problématique, je souhaite me rapprocher d'experts en contrôle non destructif : Ultrason par immersion, en courant de Foucault et en tomographie. L'objectif sera à la fois d'identifier les moyens ainsi que les grandeurs pertinentes permettant de caractériser l'intégrité de surface particulière des pièces FA.

Concernant la prise en compte des défauts à cœur, l'un des verrous se situe au niveau de la prise en compte de leur variabilité de taille et de répartition spatiale. Les approches probabilistes existantes ont toutes le défaut de supposer une répartition spatiale aléatoire des pores. Les procédés FA étudiés étant basés sur une superposition de couches cette hypothèse semble fausse. Il existe en effet une très grande disparité des taux de porosité entre couches, confirmée par tomographie [Andreau et al., 2019b]. L'objectif de ces travaux sera donc de développer des approches probabilistes permettant de prendre en compte explicitement des indicateurs de répartition spatiale des défauts. Celles-ci devront être définies en s'appuyant sur des données physiques (issues de tomographie, de coupe 2D, de FIB ou d'une autre méthode).

En fatigue il est important de disposer de techniques expérimentales variées et complémentaires pour caractériser et comprendre les mécanismes physiques qui contrôlent l'endommagement des métaux. La majorité des activités de recherche conduites dans mes travaux ont d'ailleurs comme point de départ le développement d'un essai de fatigue original permettant de justifier les modèles ensuite développés. Parmi les méthodes de caractérisation innovantes en fatigue figurent les essais vibratoires vers lesquels je souhaite me spécialiser.

Les besoins de l'aéronautique pour le dimensionnement de pièces moteur sollicitées en flexion (aube de turbine, ailette) ont fait récemment naître de nouveaux types d'essais [George et al., 2004, Ellyson et al., 2017]. Ces essais de flexion vibratoires consistent à rechercher la fréquence de résonance de tôle sollicitée dans le plan perpendiculaire à l'épaisseur. Principalement utilisés en uni-axiale, la sollicitation peut devenir biaxiale en changeant la forme de l'éprouvette. La figure 3.33 a) présente une géométrie permettant d'imposer un chargement bi-axial et la figure 3.33 b) un chargement de cisaillement. Ce type d'essai est donc très prometteur car il permet de tester facilement différents types de chargement et ce dans un large domaine de fréquence ($100 < f < 1000\text{Hz}$) encore peu investigué en fatigue.

Mon année en CRCT à l'Ecole Polytechnique Montréal s'est concentrée sur le développement de cette nouvelle méthode d'essai vibratoire avec les soutiens d'Annie Ross (professeure en vibratoire) et Myriam Brochu (professeure fatigue-matériaux) de l'Ecole Polytechnique. Après avoir encadré un étudiant de maîtrise (Mohamed Larbi-Sentissi) pendant 2 ans et qui a soutenu le 11 février 2020, nous poursuivons les travaux avec le soutien d'un Post Doctorant (Yanis Balit). Une déclaration d'invention d'un nouvel essai a été déposée et les communications scientifiques sur ce sujet sont en cours de rédaction. Des projets sont également en discussion avec des partenaires industriels, l'Ecole Polytechnique de Montréal et les Arts et Métiers.

Mon objectif pour le laboratoire LAMPA est de monter un nouvel axe de recherche dans le domaine de la fatigue vibratoire. Précisons que ce domaine avec une vision mécanique-matériau du comportement sous sollicitation vibratoire est encore peu abordé que ce soit en France ou à l'étranger. Cette thématique offre donc des perspectives de

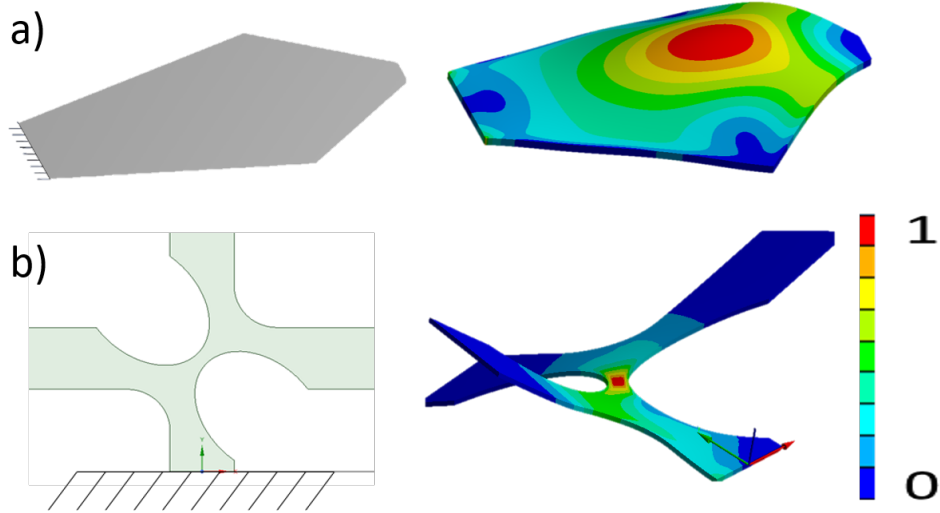


FIGURE 3.33 – Géométrie de 2 éprouvettes sollicitées en flexion vibratoire, déformée et contrainte équivalente de Von Mises normalisée, a) Epreuve biaxiale $\sigma_{II}/\sigma_I = 0,59$ [George et al., 2004], b) Épreuve de cisaillement [Larbi Sentissi, 2020].

développement très riches. L'objectif dans un premier temps est de développer cette thématique via des travaux expérimentaux assez bornés pour ensuite étendre notre thématique de recherche actuelle (impact du procédé sur la tenue en fatigue) aux composants sollicités en fatigue vibratoire. A plus long terme, l'objectif est également de monter en compétence dans le domaine plus vaste de la fatigue vibratoire en partant de l'analyse des signaux aux critères de dimensionnement.

Bibliographie

- [Abramowitz, 1965] Abramowitz, M. (1965). *Handbook of mathematical functions*. New York : Dover Publications.
- [Abrivard et al., 2013a] Abrivard, B., Pessard, E., Morel, F., Delhayé, P., & Gerin, B. (2013a). The effect of microstructural heterogeneities on the fatigue behaviour of 22mnb5 sheet steel. *SF2M-JIP2013, Paris-France, 2013*.
- [Abrivard et al., 2013b] Abrivard, B., Pessard, E., Morel, F., Delhayé, P., & Gerin, B. (2013b). Influence of heat treatment on the fatigue behavior of 22mnb5 sheet steel. *13th International Conference on Fracture 2013 (ICF-13), Pekin-China, 2013*.
- [Abroug, 2018] Abroug, F. (2018). *Effet des défauts d'usinage sur la tenue en fatigue des pièces aéronautiques*. PhD thesis, Arts et Métiers ParisTech.
- [Abroug et al., 2017] Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., & Morel, F. (2017). A study of the size effect in aa7050 alloy submitted to high cycle fatigue. *International Symposium Fatigue Design and Material Defects - 3, Lecco Italy, September 19-22, 2017*.
- [Abroug et al., 2018a] Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., & Morel, F. (2018a). [HCF of AA7050 alloy containing surface defects: Study of the statistical size effect](#). *International Journal of Fatigue*, 110, 81–94.
- [Abroug et al., 2018b] Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., & Morel, F. (2018b). [A probabilistic approach to study the effect of machined surface states on HCF behavior of a AA7050 alloy](#). *International Journal of Fatigue*, 116, 473–489.
- [Abroug et al., 2018c] Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., & Morel, F. (2018c). [Fatigue size effect due to defects in an AA7050 alloy](#). *MATEC Web of Conferences*, 165.
- [Abroug et al., 2015] Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., Morel, F., & Chové, E. (2015). Effet des défauts d'usinage sur la tenue en fatigue de pièces aéronautiques. *Manufacturing 21, Bordeaux, juin 2015*.
- [Abroug et al., 2016a] Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., Morel, F., & Chové, E. (2016a). Effet des défauts d'usinage sur la tenue en fatigue d'un alliage al7050. *9ème Assises MUGV2016 LMR –CEROC, Tours, 8-9 juin 2016*.
- [Abroug et al., 2016b] Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., Morel, F., & Chove, E. (2016b). The effect of machining defects on the fatigue behaviour of the al7050 alloy. *Thirteenth International Conference on High Speed Machining, Metz-France, 2016*.
- [Abroug et al., 2018d] Abroug, F., Pessard, E., Germain, G., Morel, F., & Chove, E. (2018d). [The influence of machined topography on the HCF behaviour of the Al7050 alloy](#). *Procedia Engineering*, 213, 613–622.
- [Agbessi et al., 2016] Agbessi, K., Saintier, N., & Palin-Luc, T. (2016). Microstructure-based study of the crack initiation mechanisms in pure copper under high cycle multiaxial fatigue loading conditions. volume 2 (pp. 3210–3217).

- [Ajaja et al., 2020] Ajaja, J., Jomaa, W., Bocher, P., Chromik, R., & Brochu, M. (2020). High cycle fatigue behavior of hard turned 300 m ultra-high strength steel. *International Journal of Fatigue*, 131.
- [Andreau et al., 2019a] Andreau, O., Koutiri, I., Peyre, P., Penot, J.-D., Saintier, N., Pessard, E., De Terris, T., Dupuy, C., & Baudin, T. (2019a). [Texture control of 316L parts by modulation of the melt pool morphology in selective laser melting](#). *Journal of Materials Processing Technology*, 264, 21–31.
- [Andreau et al., 2017a] Andreau, O., Pessard, E., Koutiri, I., Penot, J.-D., Dupuy, C., Saintier, N., & Peyre, P. (2017a). Influence of contour and hatching areas on the high cycle fatigue endurance of 316L lpbf parts. *International Congress on Welding, Additive Manufacturing, ICWAM 2019, Metz, June 5-7, 2017*.
- [Andreau et al., 2019b] Andreau, O., Pessard, E., Koutiri, I., Penot, J.-D., Dupuy, C., Saintier, N., & Peyre, P. (2019b). [A competition between the contour and hatching zones on the high cycle fatigue behaviour of a 316L stainless steel: Analyzed using X-ray computed tomography](#). *Materials Science and Engineering A*, 757, 146–159.
- [Andreau et al., 2017b] Andreau, O., Peyre, P., Penot, J.-D., Koutiri, I., , Dupuy, C., Pessard, E., & Saintier, N. (2017b). Deterministic defect generation in selective laser melting : parametric optimization and control. *Lasers in Manufacturing 2017, LIM2017, Munich Germany, June 26-29, 2017*.
- [Argoud et al., 2019] Argoud, V., Morel, F., Pessard, E., Bellett, D., Thibault, S., & Gourdin, S. (2019). [Fatigue behaviour of gear teeth made of case hardened steel: From competing mechanisms to lifetime variability](#). *Procedia Structural Integrity*, 19, 719–728.
- [Arola & Williams, 2002] Arola, D. & Williams, C. L. (2002). Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. *International Journal of Fatigue*, 24(9), 923 – 930.
- [Badreddine et al., 2018] Badreddine, J., Boyer, V., Goulmy, J.-P., Gelineau, M., Rouhaud, E., Retraint, D., Kanoute, P., Kruch, S., Kubler, R., Barrallier, L., Puydt, Q. Lamesle, P., & Renaud, P. (2018). Le grenailage dans l'ère de l'industrie 4.0 - etat des lieux et perspectives. *Matériaux 2018, Strasbourg, France, 2018*.
- [Baufeld et al., 2011] Baufeld, B., Brandl, E., & Van Der Biest, O. (2011). Wire based additive layer manufacturing : Comparison of microstructure and mechanical properties of ti-6al-4v components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(6), 1146–1158.
- [Bellett et al., 2014] Bellett, D., Pessard, E., & Morel, F. (2014). [A flexible HCF modeling framework leading to a probabilistic multiaxial kitagawa-takahashi diagram](#). *Advanced Materials Research*, 891-892, 1372–1378.
- [Beretta et al., 1997] Beretta, S., Blarasin, A., Endo, M., Giunti, T., & Murakami, Y. (1997). Defect tolerant design of automotive components. *International Journal of Fatigue*, 19(4), 319–333.
- [Beretta & Murakami, 1998] Beretta, S. & Murakami, Y. (1998). Statistical analysis of defects for fatigue strength prediction and quality control of materials. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 21(9), 1049–1065.
- [Beretta & Romano, 2017] Beretta, S. & Romano, S. (2017). A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by am or traditional processes. *International Journal of Fatigue*, 94, 178–191.

- [Biswal et al., 2019] Biswal, R., Zhang, X., Syed, A., Awd, M., Ding, J., Walther, F., & Williams, S. (2019). Criticality of porosity defects on the fatigue performance of wire arc additive manufactured titanium alloy. *International Journal of Fatigue*, 122, 208–217.
- [Bracquart et al., 2018] Bracquart, B., Mareau, C., Saintier, N., & Morel, F. (2018). Experimental study of the impact of geometrical defects on the high cycle fatigue behavior of polycrystalline aluminium with different grain sizes. *International Journal of Fatigue*, 109, 17–25.
- [Brunet, 1991] Brunet, S. (1991). *Influence des contraintes résiduelles induites par usinage sur la tenue en fatigue des matériaux métalliques aéronautiques*. PhD thesis, ENSAM Paris.
- [Caminaga et al., 2007] Caminaga, C., Neves, F. O., Gentile, F. C., & Button, S. T. (2007). Study of alternative lubricants to the cold extrusion of steel shafts. *Journal of Materials Processing Technology*, 182(1–3), 432 – 439.
- [Cao et al., 2018] Cao, F., Zhang, T., Ryder, M., & Lados, D. (2018). A review of the fatigue properties of additively manufactured ti-6al-4v. *JOM*, 70(3), 349–357.
- [Caton et al., 2001] Caton, M., Jones, J., & Allison, J. (2001). The influence of heat treatment and solidification time on the behavior of small-fatigue-cracks in a cast aluminum alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 314(1–2), 81 – 85.
- [Caton et al., 1999] Caton, M., Jones, J., Boileau, J., & Allison, J. (1999). The effect of solidification rate on the growth of small fatigue cracks in a cast 319-type aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(12), 3055–3068.
- [Chan et al., 2013] Chan, K., Koike, M., Mason, R., & Okabe, T. (2013). Fatigue life of titanium alloys fabricated by additive layer manufacturing techniques for dental implants. *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, 44(2), 1010–1022.
- [Chapetti, 2011] Chapetti, M. D. (2011). A simple model to predict the very high cycle fatigue resistance of steels. *International Journal of Fatigue*, 33(7), 833 – 841.
- [Chastand et al., 2018] Chastand, V., Quaegebeur, P., Maia, W., & Charkaluk, E. (2018). Comparative study of fatigue properties of ti-6al-4v specimens built by electron beam melting (ebm) and selective laser melting (slm). *Materials Characterization*, 143, 76–81.
- [Chaussumier et al., 2013] Chaussumier, M., Mabru, C., Shahzad, M., Chieragatti, R., & Rezai-Aria, F. (2013). A predictive fatigue life model for anodized 7050 aluminium alloy. *International Journal of Fatigue*, 48, 205–213.
- [Chomienne et al., 2013] Chomienne, V., Verdu, C., Rech, J., & Valiorgue, F. (2013). Influence of surface integrity of 15-5ph on the fatigue life. *Procedia Engineering*, 66, 274–281.
- [Damon et al., 2019] Damon, J., Hanemann, T., Dietrich, S., Graf, G., Lang, K.-H., & Schulze, V. (2019). Orientation dependent fatigue performance and mechanisms of selective laser melted maraging steel x3nicomoti18-9-5. *International Journal of Fatigue*, 127, 395–402.
- [Dang Van, 1993] Dang Van, K. (1993). Macro-micro approach in high-cycle multiaxial fatigue. In D. McDowell & J. Ellis (Eds.), *Advances in Multiaxial Fatigue* (pp. 120 – 130). American Society for Testing and Materials. ASTM STP1191.

- [Davari et al., 2017] Davari, N., Rostami, A., & Abbasi, S. (2017). Effects of annealing temperature and quenching medium on microstructure, mechanical properties as well as fatigue behavior of ti-6al-4v alloy. *Materials Science and Engineering A*, 683, 1–8.
- [Dehmani et al., 2016] Dehmani, H., Brugger, C., Palin-Luc, T., Mareau, C., & Koechlin, S. (2016). Experimental study of the impact of punching operations on the high cycle fatigue strength of fe-si thin sheets. *International Journal of Fatigue*, 82, 721–729.
- [Delahay & Palin-Luc, 2006] Delahay, T. & Palin-Luc, T. (2006). Estimation of the fatigue strength distribution in high-cycle multiaxial fatigue taking into account the stress-strain gradient effect. *International Journal of Fatigue*, 28(5-6), 474–484.
- [Deperrois, 1991] Deperrois, A. (1991). *Sur le calcul de limites d’endurance des aciers*. PhD thesis, Ecole Polytechnique.
- [Domfang Ngnekou et al., 2019] Domfang Ngnekou, J., Nadot, Y., Henaff, G., Nicolai, J., Kan, W., Cairney, J., & Ridosz, L. (2019). Fatigue properties of alsil0mg produced by additive layer manufacturing. *International Journal of Fatigue*, 119, 160–172.
- [Donachie, 2000] Donachie, M. J. (2000). *Titanium : A Technical Guide*. ASM International.
- [Edy et al., 2019] Edy, F., Le, V.-D., Biere, C., Perez, M., Pessard, E., & Morel (2019). From the fatigue properties of ti6al4v produced by alm selective laser melting process to the mechanical design of an aeronautical part. *MATEC Web of Conferences*.
- [El Haddad et al., 1980] El Haddad, M., Dowling, N., Topper, T., & Smith, K. (1980). J integral applications for short fatigue cracks at notches. *International Journal of Fracture*, 16(1), 15–30.
- [El Khoukhi et al., 2019] El Khoukhi, D., Morel, F., Saintier, N., Bellett, D., Osmond, P., Le, V.-D., & Adrien, J. (2019). Experimental investigation of the size effect in high cycle fatigue : Role of the defect population in cast aluminium alloys. *International Journal of Fatigue*, 129.
- [El May et al., 2015] El May, M., Saintier, N., Palin-Luc, T., & Devos, O. (2015). Non-local high cycle fatigue strength criterion for metallic materials with corrosion defects. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 38(9), 1017–1025.
- [Elangeswaran et al., 2019] Elangeswaran, C., Cutolo, A., Muralidharan, G., de Formanoir, C., Berto, F., Vanmeensel, K., & Van Hooreweder, B. (2019). Effect of post-treatments on the fatigue behaviour of 316l stainless steel manufactured by laser powder bed fusion. *International Journal of Fatigue*, 123, 31–39.
- [Ellyson et al., 2017] Ellyson, B., Brochu, M., & Brochu, M. (2017). Characterization of bending vibration fatigue of slm fabricated ti-6al-4v. *International Journal of Fatigue*, 99, 25–34.
- [Ezanno et al., 2013] Ezanno, A., Doudard, C., Calloch, S., & Heuzé, J.-L. (2013). A new approach to characterizing and modeling the high cycle fatigue properties of cast materials based on self-heating measurements under cyclic loadings. *International Journal of Fatigue*, 47, 232–243.
- [Ezanno et al., 2015] Ezanno, A., Doudard, C., Moyne, S., Calloch, S., Millot, T., & Bellèvre, D. (2015). Validation of a high-cycle fatigue model via calculation/test comparisons at structural scale : Application to copper alloy sand-cast ship propellers. *International Journal of Fatigue*, 74, 38–45.

- [Facchinetti et al., 2009] Facchinetti, M., Weber, B., Doudard, C., & Calloch, S. (2009). Coupling of forming process and fatigue design computations : A local approach. *Advanced Engineering Materials*, 11(9), 736–741.
- [Fatemi et al., 2017] Fatemi, A., Molaei, R., Sharifimehr, S., Phan, N., & Shamsaei, N. (2017). Multiaxial fatigue behavior of wrought and additive manufactured ti-6al-4v including surface finish effect. *International Journal of Fatigue*, 100, 347–366.
- [Fatemi et al., 2019] Fatemi, A., Molaei, R., Simsiriwong, J., Sanaei, N., Pegues, J., Torries, B., Phan, N., & Shamsaei, N. (2019). Fatigue behaviour of additive manufactured materials : An overview of some recent experimental studies on ti-6al-4v considering various processing and loading direction effects. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 42(5), 991–1009.
- [Flaceliere & Morel, 2004] Flaceliere, L. & Morel, F. (2004). Probabilistic approach in high-cycle multiaxial fatigue : Volume and surface effects. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 27(12), 1123–1135.
- [Freudenthal, 1968] Freudenthal, A. (1968). A statistical distribution function of wide applicability. *Academic Press, New York, H. Liebowitz (Eds.), Fracture*, 2, 591–619.
- [Frija et al., 2006] Frija, M., Hassine, T., Fathallah, R., Bouraoui, C., & Dogui, A. (2006). Finite element modelling of shot peening process : Prediction of the compressive residual stresses, the plastic deformations and the surface integrity. *Materials Science and Engineering A*, 426(1-2), 173–180.
- [Froustey & Lataillade, 2008] Froustey, C. & Lataillade, J. L. (2008). Influence of large pre-straining of aluminium alloys on their residual fatigue resistance. *International Journal of Fatigue*, 30(5), 908 – 916.
- [Galtier & Weber, 2005] Galtier, A. & Weber, B. (2005). Fatigue tests on thin sheet materials. In *Proceedings of the International conference on Fatigue Design*.
- [Garwood et al., 1951] Garwood, M. F., Gensamer, M., Zurburg, H. H., Burwell, J. T., Erickson, M. A., & La Que, F. L. (1951). *Interpretation of tests and correlation with service*. American Society for Metals.
- [George et al., 2004] George, T., Seidt, J., Herman Shen, M.-H., Nicholas, T., & Cross, C. (2004). Development of a novel vibration-based fatigue testing methodology. *International Journal of Fatigue*, 26(5), 477–486.
- [Gerber, 1874] Gerber, W. Z. (1874). Bestimmung der zulässigen spannungen in eisen-constructionen. *Zeitschrift des Bayerischen Architekten und Ingenieur-Vereins*, 6(6), 101 – 110.
- [Gerin et al., 2014a] Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2014a). Characterising the impact of surface integrity on the fatigue behaviour of a shot-peened connecting rod. *International Conference on Shot Peening ,12; Goslar-Germany; 2014*.
- [Gerin et al., 2014b] Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2014b). Characterising the impact of surface integrity on the fatigue behaviour of forged components. *FDMD II - JIP 2014; Paris; France-france, June 2014*.
- [Gerin et al., 2016a] Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2016a). [Competition between Surface Defects and Residual Stresses on Fatigue Behaviour of Shot Peened Forged Components](#). *Procedia Structural Integrity*, 2, 3226–3232.
- [Gerin et al., 2016b] Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2016b). Shot-peening of forged components : Effects of surface defects and residual stresses in fatigue. *Fatigue Damage XI, Hyannis USA, 18-23 September 2016*.

- [Gerin et al., 2017] Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2017). [Influence of surface integrity on the fatigue behaviour of a hot-forged and shot-peened C70 steel component](#). *Materials Science and Engineering A*, 686, 121–133.
- [Gerin et al., 2018] Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C. (2018). [A non-local approach to model the combined effects of forging defects and shot-peening on the fatigue strength of a pearlitic steel](#). *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 93, 19–32.
- [Gerin et al., 2015] Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., Verdu, C., & Mary, A. (2015). [Effect of Cold Forming on the High Cycle Fatigue Behaviour of a 27MnCr5 Steel](#). *Procedia Engineering*, 133, 603–612.
- [Gerin et al., 2016c] Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., Verdu, C., & Mary, A. (2016c). Effet bénéfique de l’extrusion à froid sur la tenue en fatigue de pièces automobiles. *Forge et Fonderie N° 5 - Septembre 2016*.
- [Gerin et al., 2016d] Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., Verdu, C., & Mary, A. (2016d). [Beneficial effect of prestrain due to cold extrusion on the multiaxial fatigue strength of a 27MnCr5 steel](#). *International Journal of Fatigue*, 92, 345–359.
- [Gloane et al., 2003] Gloane, A.-L., Hénaff, G., Bertheau, D., Belaygue, P., & Grange, M. (2003). Fatigue crack growth behaviour of a gamma-titanium-aluminide alloy prepared by casting and powder metallurgy. *Scripta Materialia*, 49(9), 825–830.
- [Greitemeier et al., 2017] Greitemeier, D., Palm, F., Syassen, F., & Melz, T. (2017). Fatigue performance of additive manufactured ti6v4 using electron and laser beam melting. *International Journal of Fatigue*, 94, 211–217.
- [Gribbin et al., 2019] Gribbin, S., Ghorbanpour, S., Ferreri, N., Bicknell, J., Tsukrov, I., & Knezevic, M. (2019). Role of grain structure, grain boundaries, crystallographic texture, precipitates, and porosity on fatigue behavior of inconel 718 at room and elevated temperatures. *Materials Characterization*, 149, 184–197.
- [Guerchais et al., 2014] Guerchais, R., Morel, F., & Saintier, N. (2014). The effect of the microstructure and defects on crack initiation in 316l stainless steel under multiaxial high cycle fatigue. *Advanced Materials Research*, 891-892, 815–820.
- [Guillemot, 2010] Guillemot, N. (2010). *Prise en compte de l’intégrité de surface pour la prévision de la tenue en fatigue de pièces usinées en fraisage*. PhD thesis, ENS de Cachan.
- [Guillemot et al., 2009] Guillemot, N., Pessard, E., Billardon, R., & Mawussi, B. (2009). Influence de la topographie de surface induite par le fraisage sur la durée de vie en fatigue de l’acier 25crmo4. *Congrès Français de Mécanique, Marseille, France, Août 2009*.
- [Gupta & Agnew, 2011] Gupta, V. & Agnew, S. (2011). Fatigue crack surface crystallography near crack initiating particle clusters in precipitation hardened legacy and modern al-zn-mg-cu alloys. *International Journal of Fatigue*, 33(9), 1159–1174.
- [Hall, 1951] Hall, E. O. (1951). The deformation and ageing of mild steel - iii discussion of result. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 64(9), 747 – 753.
- [Hild et al., 1996] Hild, F., Billardon, R., & Béranger, A.-S. (1996). Fatigue failure maps of heterogeneous materials. *Mechanics of Materials*, 22(1), 11–21.
- [Huynh et al., 2008] Huynh, J., Molent, L., & Barter, S. (2008). Experimentally derived crack growth models for different stress concentration factors. *International Journal of Fatigue*, 30(10), 1766 – 1786.

- [Kang et al., 2007] Kang, M., Aono, Y., & Noguchi, H. (2007). Effect of prestrain on and prediction of fatigue limit in carbon steel. *International Journal of Fatigue*, 29(9–11), 1855 – 1862. Fatigue Damage of Structural Materials {VI} The Sixth International Conference on Fatigue Damage of Structural Materials.
- [Kantzos et al., 2019] Kantzos, C., Lao, J., & Rollett, A. (2019). Design of an interpretable convolutional neural network for stress concentration prediction in rough surfaces. *Materials Characterization*, 158.
- [Kasperovich et al., 2016] Kasperovich, G., Haubrich, J., Gussone, J., & Requena, G. (2016). Correlation between porosity and processing parameters in tial6v4 produced by selective laser melting. *Materials and Design*, 105, 160–170.
- [Kitagawa & Takahashi, 1976] Kitagawa, H. & Takahashi, S. (1976). Applicability of fracture mechanics to very small cracks or cracks in the early stage. In *Proceedings of the second international conference on the mechanical behaviour of materials* (pp. 627 – 631). ASM.
- [Klotz et al., 2018] Klotz, T., Delbergue, D., Bocher, P., Lévesque, M., & Brochu, M. (2018). Surface characteristics and fatigue behavior of shot peened inconel 718. *International Journal of Fatigue*, 110, 10–21.
- [Kondo et al., 2003] Kondo, Y., Sakae, C., Kubota, M., & Kudou, T. (2003). The effect of material hardness and mean stress on the fatigue limit of steels containing small defects. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 26(8), 675–682.
- [Koutiri et al., 2013] Koutiri, I., Bellett, D., Morel, F., & Pessard, E. (2013). [A probabilistic model for the high cycle fatigue behaviour of cast aluminium alloys subject to complex loads](#). *International Journal of Fatigue*, 47, 137–147.
- [Koutiri et al., 2018] Koutiri, I., Pessard, E., Peyre, P., Amlou, O., & De Terris, T. (2018). [Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts](#). *Journal of Materials Processing Technology*, 255, 536–546.
- [Kubler et al., 2018] Kubler, R., Guiheux, R., Mauduit, C., Berveiller, S. D. Bouscaud, S., Barrallier, L., Patoor, E., & Weber, B. (2018). Grenaillage de précontrainte de l’acier trip780 - etude des champs mécaniques et évolutions des couches grenaillées jusqu’à rupture en fatigue. *Matériaux 2018, Strasbourg, France, 2018*.
- [Larbi Sentissi, 2020] Larbi Sentissi, M. (2020). *Développement d’une méthodologie d’essais de fatigue vibratoire HCF pour les métaux*. PhD thesis, Ecole Polytechnique Montréal. Maîtrise dirigée par Brochu, Myriam, Ross, Annie et Pessard, Etienne.
- [Laurent et al., 2009] Laurent, H., Grèze, R., Manach, P., & Thuillier, S. (2009). Influence of constitutive model in springback prediction using the split-ring test. *International Journal of Mechanical Sciences*, 51(3), 233–245.
- [Le, 2016] Le, V. D. (2016). *Etude de l’influence des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des alliages d’aluminium de fonderie*. PhD thesis, ENSAM. Thèse de doctorat dirigée par Morel, Franck Saintier, Nicolas et Bellett, Daniel Mécanique-matériaux Paris, ENSAM 2016.
- [Le et al., 2014] Le, V.-D., Bellett, D., Morel, F., Saintier, N., Palin-Luc, T., Pessard, E., & Osmond, P. (2014). [A flexible modelling framework leading to a probabilistic multiaxial Kitagawa-Takahashi diagram: Applied to cast Al-Si alloys](#). *MATEC Web of Conferences*, 12.

- [Le et al., 2015] Le, V.-D., Morel, F., Bellett, D., Pessard, E., Saintier, N., & Osmond, P. (2015). [Microstructural-based Analysis and Modelling of the Fatigue Behaviour of Cast Al-Si Alloys](#). volume 133 (pp. 562–575).
- [Le et al., 2016] Le, V.-D., Morel, F., Bellett, D., Saintier, N., & Osmond, P. (2016). Simulation of the kitagawa-takahashi diagram using a probabilistic approach for cast al-si alloys under different multiaxial loads. *International Journal of Fatigue*, 93, 109–121.
- [Le et al., 2018a] Le, V.-D., Pessard, E., Morel, F., & Edy, F. (2018a). [Influence of porosity on the fatigue behaviour of additively fabricated TA6V alloys](#). *MATEC Web of Conferences*, 165.
- [Le et al., 2019] Le, V.-D., Pessard, E., Morel, F., & Edy, F. (2019). [Interpretation of the fatigue anisotropy of additively manufactured TA6V alloys via a fracture mechanics approach](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 214, 410–426.
- [Le et al., 2020] Le, V.-D., Pessard, E., Morel, F., & Prigent, S. (2020). [Fatigue behaviour of additively manufactured Ti-6Al-4V alloy: The role of defects on scatter and statistical size effect](#). *International Journal of Fatigue*, 140.
- [Le et al., 2018b] Le, V.-D., Saintier, N., Morel, F., Bellett, D., & Osmond, P. (2018b). Investigation of the effect of porosity on the high cycle fatigue behaviour of cast al-si alloy by x-ray micro-tomography. *International Journal of Fatigue*, 106, 24–37.
- [Libertiny et al., 1977] Libertiny, G., Topper, T., & Leis, B. (1977). The effect of large prestrains on fatigue. *Experimental Mechanics*, 17(2), 64–68.
- [Limido et al., 2007] Limido, J., Espinosa, C., Salaün, M., & Lacome, J. (2007). Sph method applied to high speed cutting modelling. *International Journal of Mechanical Sciences*, 49(7), 898–908.
- [Lorenzino et al., 2018] Lorenzino, P., Buffiere, J.-Y., & Verdu, C. (2018). 3d characterization of the propagation of small fatigue cracks in steels with different forging conditions. *International Journal of Fatigue*, 115, 2–10.
- [Makkonen et al., 2014] Makkonen, L., Rabb, R., & Tikanmäki, M. (2014). Size effect in fatigue based on the extreme value distribution of defects. *Materials Science and Engineering : A*, 594(0), 68 – 71.
- [McEvily et al., 2003] McEvily, A., Endo, M., & Murakami, Y. (2003). On the area relationship and the short fatigue crack threshold. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 26(3), 269–278.
- [McKelvey & Fatemi, 2012] McKelvey, S. & Fatemi, A. (2012). Surface finish effect on fatigue behavior of forged steel. *International Journal of Fatigue*, 36(1), 130–145.
- [M.J.Caton et al., 2003] M.J.Caton, J.W.Jones, H.Mayer, Stanzl-Tschegg, S., & J.E.Allison (2003). Demonstration of an endurance limit in cast 319 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(11), 33–41.
- [Molent & Jones, 2016] Molent, L. & Jones, R. (2016). The influence of cyclic stress intensity threshold on fatigue life scatter. *International Journal of Fatigue*, 82, 748 – 756.
- [Morançais et al., 2016] Morançais, A., Fèvre, M., François, M., Guel, N., Kruch, S., Kanouté, P., & Longuet, A. (2016). Influence of residual stresses on the fatigue life of a shot-peened nickel-based single crystal superalloy : From measurements to modeling. volume 2016-January (pp. 867–876).

- [Morel & Huyen, 2008] Morel, F. & Huyen, N. (2008). Plasticity and damage heterogeneity in fatigue. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 49(1), 98 – 127.
- [Morel et al., 2010] Morel, F., Pessard, E., Morel, A., & Bellett, D. (2010). Exploring and modeling the fatigue anisotropy in forged components from the mesoscopic scale. *EUROMECH 505, Paris, 2010*.
- [Munier, 2012] Munier, R. (2012). *Etude de la fatigue des aciers laminés à partir de l'autoéchauffement sous sollicitation cyclique : essais, observations, modélisation et influence d'une pré-déformation plastique*. PhD thesis, Université de Bretagne Occidentale.
- [Murakami, 2002] Murakami, Y. (2002). *Metal Fatigue : Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. London : Elsevier.
- [Murakami & Endo, 1986] Murakami, Y. & Endo, M. (1986). Effects of hardness and crack geometries on δk_{th} of small cracks emanating from small defects. In K. Miller & E. De Los Rios (Eds.), *The Behaviour of Short Fatigue Cracks* (pp. 275 – 293). London : MEP Publications.
- [Murakami & Endo, 1980] Murakami, Y. & Endo, T. (1980). Effects of small defects on fatigue strength of metals. *International Journal of Fatigue*, 2(1), 23 – 30.
- [Murakami & Usuki, 1989] Murakami, Y. & Usuki, H. (1989). Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. ii : Fatigue limit evaluation based on statistics for extreme values of inclusion size. *International Journal of Fatigue*, 11(5), 299 – 307.
- [Mylonas & Labeas, 2011] Mylonas, G. & Labeas, G. (2011). Numerical modelling of shot peening process and corresponding products : Residual stress, surface roughness and cold work prediction. *Surface and Coatings Technology*, 205(19), 4480–4494.
- [Nadot & Billaudeau, 2006] Nadot, Y. & Billaudeau, T. (2006). Multiaxial fatigue limit criterion for defective materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 73(1), 112–133.
- [Nadot et al., 2004] Nadot, Y., Mendez, J., & Ranganathan, N. (2004). Influence of casting defects on the fatigue limit of nodular cast iron. *International Journal of Fatigue*, 26(3), 311–319.
- [Nicholas, 2002] Nicholas, T. (2002). Step loading for very high cycle fatigue. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 25(8-9), 861–869.
- [Nicoletto, 2017] Nicoletto, G. (2017). Anisotropic high cycle fatigue behavior of ti-6al-4v obtained by powder bed laser fusion. *International Journal of Fatigue*, 94, 255 – 262. Fatigue and Fracture Behavior of Additive Manufactured Parts.
- [Osmond et al., 2018] Osmond, P., Le, V.-D., Morel, F., Bellett, D., & Saintier, N. (2018). Effect of porosity on the fatigue strength of cast aluminium alloys : from the specimen to the structure. *Procedia Engineering*, 213, 630–643.
- [Palin-Luc & Lasserre, 1998] Palin-Luc, T. & Lasserre, S. (1998). An energy based criterion for high cycle multiaxial fatigue. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 17(2), 237 – 251.
- [Pang et al., 2013] Pang, J. C., Li, S. X., Wang, Z. G., & Zhang, Z. F. (2013). General relation between tensile strength and fatigue strength of metallic materials. *Materials Science and Engineering : A*, 564(0), 331 – 341.
- [Papadopoulos, 1993] Papadopoulos, I. (1993). Fatigue limit of metals under multiaxial stress conditions : the microscopic approach. *Commission of the European Communities Joint Research Center, ISEI/IE*, 2464/2483.

- [Persenot et al., 2019] Persenot, T., Burr, A., Martin, G., Buffiere, J.-Y., Dendievel, R., & Maire, E. (2019). Effect of build orientation on the fatigue properties of as-built electron beam melted ti-6al-4v alloy. *International Journal of Fatigue*, 118, 65–76.
- [Pessard, 2020] Pessard, E. (2020). Comportement en fatigue des métaux obtenus par fabrication additive. *Conférence invitée pour l’Institut d’Innovation et de Conception en Aérospatial de Polytechnique Montréal (IICAP), février 2020*.
- [Pessard et al., 2014a] Pessard, E., Abrivard, B., Morel, F., Abroug, F., & Delhayé, P. (2014a). [The effect of quenching and defects size on the HCF behaviour of Boron steel](#). *International Journal of Fatigue*, 68, 80–89.
- [Pessard et al., 2013a] Pessard, E., Bellett, D., Morel, F., & Koutiri, I. (2013a). [A mechanistic approach to the Kitagawa-Takahashi diagram using a multiaxial probabilistic framework](#). *Engineering Fracture Mechanics*, 109, 89–104.
- [Pessard et al., 2017a] Pessard, E., Gerin, B., Morel, F., & Verdu, C. (2017a). Effets des défauts géométriques et des gradients de microstructure et de contraintes sur le comportement en fatigue de composants forgés et grenailés. *Colloque MECAMAT 2017*.
- [Pessard et al., 2017b] Pessard, E., Gerin, B., Morel, F., & Verdu, C. (2017b). A fatigue approach to design shot-peened components containing surface defect. *International Conference on Shot Peening ,13; Montréal Canada, September 18-21, 2017*.
- [Pessard et al., 2006] Pessard, E., Gillot, F., Hascoët, J., & Mognol, P. (2006). Rapid tooling for metallic injection process. *La Fabrication Rapide -“Enjeux et innovation”, Université européenne d’été, Saint Etienne, Septembre 2006*.
- [Pessard et al., 2009a] Pessard, E., Guillemot, N., Morel, F., & Flacelière, N. (2009a). Caractérisation du comportement anisotrope en fatigue d’un acier forgé. *Congrès Français de Mécanique, Marseille, France, Août 2009*.
- [Pessard et al., 2008a] Pessard, E., Mognol, P., Hascoët, J., & Gerometta, C. (2008a). [Complex cast parts with rapid tooling: Rapid manufacturing point of view](#). *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 39(9-10), 898–904.
- [Pessard et al., 2013b] Pessard, E., Morel, F., Abrivard, B., & Delhayé, P. (2013b). [A new methodology for designing heat treated components in fatigue](#). *Procedia Engineering*, 66, 292–299.
- [Pessard et al., 2014b] Pessard, E., Morel, F., & Bellett, D. (2014b). An unified hcf design criterion based on the combination of a lefm type criterion and a multiaxial criterion. *Workshop ESIS -“The fatigue crack propagation threshold as a design criterion”, Poitiers, Novembre 2014*.
- [Pessard et al., 2015] Pessard, E., Morel, F., & Bellett, D. (2015). Analyse probabiliste des effets des hétérogénéités microstructurales sur la tenue en fatigue à grand nombre de cycles des matériaux métallique. *SF2M Fatigue– FM GST Mécanique et incertain, Fatigue des structures et Incertitudes, juillet 2015*.
- [Pessard et al., 2012] Pessard, E., Morel, F., Bellett, D., & Morel, A. (2012). [A new approach to model the fatigue anisotropy due to non-metallic inclusions in forged steels](#). *International Journal of Fatigue*, 41, 168–178.
- [Pessard et al., 2009b] Pessard, E., Morel, F., Milesi, M., Bouchard, P., & Ducloux, R. (2009b). A new methodology for designing forged components in fatigue. *International Conference on Fatigue Design 2009, Senlis-France, Novembre 2009*.

- [Pessard et al., 2008b] Pessard, E., Morel, F., & Morel, A. (2008b). The anisotropic fatigue behaviour of forged steel. *International conference fatigue and plasticity from mechanisms to design, JIP SF2M, Paris, 2008*.
- [Pessard et al., 2009c] Pessard, E., Morel, F., & Morel, A. (2009c). [The anisotropic fatigue behavior of forged steel](#). *Advanced Engineering Materials*, 11(9), 732–735.
- [Pessard et al., 2010] Pessard, E., Morel, F., & Morel, A. (2010). [Effect of non metallic inclusions on the anisotropic fatigue behaviour of forged steel](#) [Prise en compte du rôle des inclusions non métalliques dans le comportement anisotrope en fatigue d’aciers forges]. *Revue de Metallurgie. Cahiers D’Informations Techniques*, 107(10-11), 427–432.
- [Pessard et al., 2009d] Pessard, E., Morel, F., Morel, A., & Bellett, D. (2009d). Anisotropic high cycle fatigue behavior and related crack initiation mechanisms in forged steel. *12th International Conference on Fracture 2009, ICF-12, Ottawa-Canada, pp. 890-899, 2009*.
- [Pessard et al., 2011a] Pessard, E., Morel, F., Morel, A., & Bellett, D. (2011a). [Modelling the role of non-metallic inclusions on the anisotropic fatigue behaviour of forged steel](#). *International Journal of Fatigue*, 33(4), 568–577.
- [Pessard et al., 2011b] Pessard, E., Morel, F., Verdu, C., Flacelière, L., & Baudry, G. (2011b). [Microstructural heterogeneities and fatigue anisotropy of forged steels](#). *Materials Science and Engineering A*, 529(1), 289–299.
- [Petch, 1953] Petch, N. J. (1953). The cleavage strength of polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 174, 25 – 28.
- [Petit et al., 1994] Petit, J., de Fouquet, J., & Henaff, G. (1994). Influence of ambient atmosphere on fatigue crack growth behaviour of metals. In A. Carpinteri (Ed.), *Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures* (pp. 1159 – 1203). Oxford : Elsevier.
- [Pomberger et al., 2019] Pomberger, S., Leitner, M., & Stoschka, M. (2019). Evaluation of surface roughness parameters and their impact on fatigue strength of al-si cast material. volume 12 (pp. 225–234).
- [Pomberger et al., 2020a] Pomberger, S., Oberreiter, M., Leitner, M., Stoschka, M., & Thuswaldner, J. (2020a). Probabilistic surface layer fatigue strength assessment of en ac-46200 sand castings. *Metals*, 10(5).
- [Pomberger et al., 2020b] Pomberger, S., Stoschka, M., Aigner, R., Leitner, M., & Ehart, R. (2020b). Areal fatigue strength assessment of cast aluminium surface layers. *International Journal of Fatigue*, 133.
- [Renaud et al., 2010] Renaud, P., Bristiel, P., Barrallier, L., Desvignes, M., & Kubler, R. (2010). Contribution of shot peening on carburized or carbonitrided parts. volume 1315 (pp. 1657–1662).
- [Romano et al., 2017] Romano, S., Brandão, A., Gumpinger, J., Gschweidl, M., & Beretta, S. (2017). Qualification of {AM} parts : extreme value statistics applied to tomographic measurements. *Materials & Design*, (pp.~).
- [Romano et al., 2018] Romano, S., Brückner-Foit, A., Brandão, A., Gumpinger, J., Ghidini, T., & Beretta, S. (2018). Fatigue properties of AlSi10mg obtained by additive manufacturing : Defect-based modelling and prediction of fatigue strength. *Engineering Fracture Mechanics*, 187, 165–189.

- [Rotella et al., 2018] Rotella, A., Nadot, Y., Piellard, M., Augustin, R., & Fleuriot, M. (2018). Fatigue limit of a cast al-si-mg alloy (a357-t6) with natural casting shrinkages using astm standard x-ray inspection. *International Journal of Fatigue*, 114, 177–188.
- [Ås et al., 2008] Ås, S. K., Skallerud, B., & Tveiten, B. W. (2008). Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis. *International Journal of Fatigue*, 30(12), 2200 – 2209.
- [Sanjurjo et al., 2014] Sanjurjo, P., Rodriguez, C., Peñuelas, I., García, T., & Belzunce, F. (2014). Influence of the target material constitutive model on the numerical simulation of a shot peening process. *Surface and Coatings Technology*, 258, 822–831.
- [Sentissi et al., 2019] Sentissi, M., Ross, A., Brochu, M., & Pessard, E. P. (2019). Vibration method for very high cycle fatigue in aluminum. *Canadian Society for Mechanical Engineering and CFD Society of Canada International Congress 2019, CSME-CFDSC, Congress 2019, London On, Canada, June 2-5*.
- [Serrano-Munoz et al., 2018] Serrano-Munoz, I., Buffiere, J.-Y., & Verdu, C. (2018). Casting defects in structural components : Are they all dangerous ? a 3d study. *International Journal of Fatigue*, 117, 471 – 484.
- [Serrano-Munoz et al., 2016] Serrano-Munoz, I., Buffiere, J.-Y., Verdu, C., Gaillard, Y., Mu, P., & Nadot, Y. (2016). Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of a357-t6 cast aluminium alloy. *International Journal of Fatigue*, 82, 361–370.
- [Shahzad et al., 2010] Shahzad, M., Chaussumier, M., Chieragatti, R., Mabru, C., & Rezai Aria, F. (2010). Influence of surface treatments on fatigue life of al 7010 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(13), 1821–1826.
- [Sonmez & Demir, 2007] Sonmez, F. O. & Demir, A. (2007). Analytical relations between hardness and strain for cold formed parts. *Journal of Materials Processing Technology*, 186(1-3), 163–173.
- [Souto-Lebel et al., 2011] Souto-Lebel, A., Guillemot, N., Lartigue, C., & Billardon, R. (2011). Characterization and influence of defect size distribution induced by ball-end finishing milling on fatigue life. volume 19 (pp. 343–348).
- [Suraratchai et al., 2008] Suraratchai, M., Limido, J., Mabru, C., & Chieragatti, R. (2008). Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. *International Journal of Fatigue*, 30(12), 2119–2126.
- [Susmel & Petrone, 2003] Susmel, L. & Petrone, N. (2003). Multiaxial fatigue life estimations for 6082-t6 cylindrical specimens under in-phase and out-of-phase biaxial loadings. In A. Carpinteri, M. de Freitas, & A. Spagnoli (Eds.), *Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture*, volume 31 of *European Structural Integrity Society* (pp. 83 – 104). Elsevier.
- [Tabor, 1956] Tabor, D. (1956). The physical meaning of indentation and scratch hardness. *British Journal of Applied Physics*, 7(5), 159–166.
- [Tamas Williams et al., 2015] Tamas Williams, S., Zhao, H., Léonard, F., Derguti, F., Todd, I., & Prangnell, P. (2015). Xct analysis of the influence of melt strategies on defect population in ti-6al-4v components manufactured by selective electron beam melting. *Materials Characterization*, 102, 47–61.
- [Taylor, 2008] Taylor, D. (2008). The theory of critical distances. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(7), 1696–1705.

- [Tekkaya & Lange, 2000] Tekkaya, A. E. & Lange, K. (2000). An improved relationship between vickers hardness and yield stress for cold formed materials and its experimental verification. *{CIRP} Annals - Manufacturing Technology*, 49(1), 205 – 208.
- [Thieulot-Laure et al., 2007a] Thieulot-Laure, E., Pommier, S., & Fréchinnet, S. (2007a). A multiaxial fatigue failure criterion considering the effects of the defects. *International Journal of Fatigue*, 29(9-11), 1996–2004.
- [Thieulot-Laure et al., 2007b] Thieulot-Laure, E., Pommier, S., & Fréchinnet, S. (2007b). A multiaxial fatigue failure criterion considering the effects of the defects. *International Journal of Fatigue*, 29(9), 1996 – 2004. Fatigue Damage of Structural Materials VI.
- [Thijs et al., 2010] Thijs, L., Verhaeghe, F., Craeghs, T., Humbeeck, J. V., & Kruth, J.-P. (2010). A study of the microstructural evolution during selective laser melting of ti-6al-4v. *Acta Materialia*, 58(9), 3303 – 3312.
- [Thompson, 1972] Thompson, A. L. (1972). The influence of grain and twin boundaries in fatigue cracking. *Acta Metallurgica*, 20(9), 1085 – 1094.
- [Toribio et al., 2017] Toribio, J., González, B., & Matos, J.-C. (2017). Initiation and propagation of fatigue cracks in cold-drawn pearlitic steel wires. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 92, 410–419.
- [Tu et al., 2017] Tu, F., Delbergue, D., Miao, H., Klotz, T., Brochu, M., Bocher, P., & Levesque, M. (2017). A sequential dem-fem coupling method for shot peening simulation. *Surface and Coatings Technology*, 319, 200–212.
- [Vayssette et al., 2019] Vayssette, B., Saintier, N., Brugger, C., El May, M., & Pessard, E. (2019). [Numerical modelling of surface roughness effect on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V obtained by additive manufacturing](#). *International Journal of Fatigue*, 123, 180–195.
- [Vayssette et al., 2018] Vayssette, B., Saintier, N., Brugger, C., Elmay, M., & Pessard, E. (2018). [Surface roughness of Ti-6Al-4V parts obtained by SLM and EBM: Effect on the High Cycle Fatigue life](#). *Procedia Engineering*, 213, 89–97.
- [Virkler et al., 1978] Virkler, D., Hillberry, B., & Goel, P. (1978). *The statistical nature of fatigue crack propagatio*. Technical report, Ohio, USA : Air Force Wright Aeronautical Laboratory.
- [Wang et al., 2018] Wang, Y., Voisin, T., McKeown, J., Ye, J., Caltà, N., Li, Z., Zeng, Z., Zhang, Y., Chen, W., Roehling, T., Ott, R., Santala, M., Depond, P., Matthews, M., Hamza, A., & Zhu, T. (2018). Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility. *Nature Materials*, 17(1), 63–70.
- [Weibull, 1951] Weibull, W. (1951). A statistical distribution function of wide applicability. *ASME-Journal of Applied Mechanics*, 18, 293–297.
- [Weil et al., 2018] Weil, H., Barrallier, L., Jégou, S., Caldeira-Meulnotte, N., & Beck, G. (2018). Optimization of gaseous nitriding of carbon iron-based alloy based on fatigue resistance modelling. *International Journal of Fatigue*, 110, 238–245.
- [Wu & Ni, 2007] Wu, W. & Ni, C. (2007). Statistical aspects of some fatigue crack growth data. *Engineering Fracture Mechanics*, 74(18), 2952 – 2963. Reliability - Statistical Methods in Fracture and Fatigue.
- [Wycisk et al., 2015] Wycisk, E., Siddique, S., Herzog, D., Walther, F., & Emmelmann, C. (2015). Fatigue performance of laser additive manufactured ti-6al-4v in very high cycle fatigue regime up to 10^9 cycles. *Frontiers in Materials*, 2.

- [Xiao et al., 2011] Xiao, J., Pessard, E., Wang, M., & Cuillerier, D. (2011). [The research of the anisotropic fatigue behavior of 7475 aluminum alloy plate](#). *Shanghai Jiaotong Daxue Xuebao/Journal of Shanghai Jiaotong University*, 45(11), 1678–1683.
- [Yaacoub Agha et al., 1998] Yaacoub Agha, H., Béranger, A.-S., Billardon, R., & Hild, F. (1998). High-cycle fatigue behaviour of spheroidal graphite cast iron. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 21(3), 287–296.
- [Yadollahi et al., 2018] Yadollahi, A., Mahtabi, M., Khalili, A., Doude, H., & Newman, J. (2018). Fatigue life prediction of additively manufactured material : Effects of surface roughness, defect size, and shape. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 41(7), 1602–1614.
- [Zhang et al., 2019] Zhang, M., Sun, C.-N., Zhang, X., Wei, J., Hardacre, D., & Li, H. (2019). High cycle fatigue and ratcheting interaction of laser powder bed fusion stainless steel 316l : Fracture behaviour and stress-based modelling. *International Journal of Fatigue*, 121, 252 – 264.
- [Zhou et al., 2018] Zhou, J., Retraint, D., Sun, Z., & Kanouté, P. (2018). Comparative study of the effects of surface mechanical attrition treatment and conventional shot peening on low cycle fatigue of a 316l stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 349, 556–566.
- [Zimmermann et al., 2010] Zimmermann, M., Stöcker, C., Müller-Bollenhagen, C., & Christ, H.-J. (2010). Prehistory effects on the vhf behaviour of engineering metallic materials with different strengthening mechanisms. *Journal of Physics : Conference Series*, 240(1). 15th International conference on the strength of Materials (ICSMA-15).

Liste des tableaux

1.1	Caractéristiques mécanique de l'acier 27MnCr5, avant et après extrusion. .	42
1.2	Rugosité des éprouvettes extrudées à froid	44
1.3	Limites en fatigue des trois lots	45
1.4	Contraintes résiduelles en surface pour les éprouvettes de flexion	48
1.5	Comparaison de la sensibilité à la contrainte hydrostatique de la tenue en fatigue de différents matériaux	50
2.1	Tenue en fatigue à 2.10^6 cycles et différents caractéristiques d'état de sur- face pour les différents lots testés.	60
2.2	Récapitulatif des essais réalisés sur l'alliage d'Al 7050 contenant des défauts hémisphériques	65
3.1	Synthèse des lots d'éprouvettes fabriqués.	89
3.2	Taille des 10 plus grands défauts mesurés par tomographie	102

Table des figures

1	Synthèse des paramètres impactant la tenue en fatigue des matériaux métalliques.	15
2	N	17
3	a) Vue 3D issue de tomographie d'un échantillon en alliage de fonderie A357-T6 présentant des défauts naturels en bleu et un défaut artificiel en violet au centre b) vue 3D de l'échantillon après cyclage montrant la présence de 2 fissures amorcées à partir de pores en surface malgré la présence d'un gros défaut à cœur [Serrano-Munoz et al., 2018].	18
4	N	19
1.1	Evolution de la limite en fatigue en fonction de la dureté	24
1.2	Evolution de la limite en fatigue en fonction de la prédéformation	25
1.3	Traverse arrière	27
1.4	Essai de Cisaillement sur tôle	28
1.5	Diagramme de Kitagawa-Takahashi du 22MnB5	29
1.6	Faciès de rupture du 22MnB5	29
1.7	Illustration de la compétition entre les deux mécanismes sur le 22MnB55	30
1.8	Péridiction du diagramme de Kitagawa-Takahashi et illustration des mécanismes associés	35
1.9	Prédiction du diagramme de Kitagawa-Takahashi en fonction du type de chargement et du niveau de dureté	38
1.10	Prédiction de l'évolution de la tenue en fatigue en traction-compression en fonction de la dureté et de la taille de défaut pour l'acier 4340 [Pang et al., 2013].	39
1.11	Exemple de composant extrudé à froid	40
1.12	Simulation EF du procédé d'extrusion	42
1.13	Microstructures des différents lots extrudés	43
1.14	Cartographies IPF obtenues par EBSD à cœur dans la direction longitudinale.	43
1.15	Eprouvettes de fatigue extrudées	44
1.16	Trajets des fissures pour les différents essais de fatigue réalisés sur les éprouvettes extrudées	46
1.17	Dureté et taille de grain des éprouvettes extrudées, en fonction de la limite en fatigue	47
1.18	Effet de la prédéformation à froid sur la limite en fatigue	47
1.19	Diagramme de Haigh pour les éprouvettes extrudées	48
1.20	Diagramme de Dang Van des éprouvettes extrudées	50
1.21	Valeurs de α et β du critère de Dang Van pour les éprouvettes extrudées	51
1.22	Evolution de la limite d'endurance en traction et torsion purement alternée en fonction de la dureté	52

2.1	Différentes échelles d'observation d'une surface	55
2.2	Illustration d'un résultat de calcul EF conduit sur un état de surface réel contenant un défaut ponctuel	56
2.3	Exemple de carte surfacique représentant le facteur de sensibilité à l'entaille calculé en surface pour la fatigue $K_{f,s}$ [Pomberger et al., 2020b].	57
2.4	Exemples de pièces usinées en Al série 7XXX et topologie de surface associée	59
2.5	a) Microstructure et b) particules intermétalliques dans l'aluminium 7050. . .	60
2.6	Photos des éprouvettes usinées et scans profilométriques associés	61
2.7	Courbe de Wöhler des 3 lots usinés et du lot poli	62
2.8	Localisation de l'amorçage en surface, sur le profil 2D et le faciès de rupture pour le lot M4.2.	63
2.9	Analyse de la localisation de l'amorçage en surface pour les lots M4.2 et M5.5	63
2.10	Champ de contrainte en surface et scan profilométrique associé pour les 3 lots usinés testés	64
2.11	Schéma de principe présentant l'analogie entre défauts singuliers et des topologies de surface usinée en bout.	64
2.12	photos d'éprouvettes contenant des défauts artificiels	65
2.13	Diagramme de Kitagawa-Takahashi synthèse des résultats obtenus avec défauts artificiels sur l'alliage d'Al 7050.	66
2.14	Evolution de la limite en fatigue en fonction de nombre de défauts en surface de diamètre 400µm	67
2.15	Amorçage à partir d'un défaut artificiel sans particule	67
2.16	Amorçage à partir d'un défaut artificiel avec présence d'une particule . . .	68
2.17	Illustration des deux types de cellules notées Sp et Sd utilisées dans l'ap- proche a) 1 défaut ;b) 44 défauts de surface.	70
2.18	Distributions de la contrainte pour des défauts de taille Ø200µm et Ø800µm. La contrainte nominale imposée en surface est de 100 MPa. . . .	71
2.19	Evolution du facteur d'hétérogénéité de contrainte $H_{ms}^{1/m}$ avec la taille de défaut et sur une éprouvette contenant 2 et 22 défauts.	72
2.20	Prédictions des diagrammes de Kitagawa-Takahashi via l'approche surfa- cique.	73
2.21	Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus pour des éprou- vettes contenant une quantité différente de défauts de Ø400µm et les pré- dictions de tenue via l'approche surfacique.	73
2.22	Illustration du paramètre d^* sur le faciès d'une éprouvette contenant un défaut Ø60µm, $d^*=50\mu\text{m}$	74
2.23	Illustration du paramètre d^* dans le modèle éléments finis.	74
2.24	Prédictions du diagramme de Kitagawa-Takahashi via l'approche volu- mique et différentes valeurs de d^* : 25,50 100 et 200µm.	75
2.25	Comparaison des prédictions obtenues via l'approche surfacique et volu- mique et les résultats expérimentaux avec défauts artificiels.	76
2.26	Comparaison des prédictions obtenues via l'approche volumique limitée en profondeur et intégrant le volume complet de l'éprouvette et les résultats expérimentaux avec défauts artificiels.	76
2.27	Comparaison des prédictions obtenues via l'approche surfacique et les ré- sultats expérimentaux avec surface usinée et polie.	77
2.28	Illustration du paramètre d^* dans le modèle éléments finis.	77

2.29	Comparaison des prédictions obtenues via l'approche volumique limité en profondeur et les résultats expérimentaux avec surface usinée et polie. . . .	78
2.30	Synthèse de l'ensemble des résultats expérimentaux de tenue en fatigue des lots testés en fonction de la valeur de $K_{t_{max}} H_{mv}^{1/m}$ obtenue par simulation par éléments finis.	79
3.1	a) Marche pied Daher en TA6V fabriqué dans le cadre du projet IRT FATAL de l'IRT Jules Vernes b) Essai de fatigue associé.	83
3.2	Diagramme de Wöhler du TA6V-FLLP pour différentes conditions en traction répétée (R=0,1), extrait des références [Wycisk et al., 2015, Greitemeier et al., 2017, Chastand et al., 2018].	84
3.3	Défauts de fusion typiques observés dans un alliage de titane FLLP sur des coupes métallographiques a) pores gazeux, b) manque de fusion et c) à l'amorçage.	85
3.4	Représentation schématique des défauts de surface dans le TA6V EBM, la flèche horizontale bleue indique la direction de fabrication [Persenot et al., 2019].	86
3.5	Faciès de rupture typiques en fatigue d'éprouvettes FLLP brutes	87
3.6	Plateau correspondant à chaque orientation de fabrication.	88
3.7	Microstructure du TA6V-FLLP étudié	89
3.8	Manque de fusion résultant d'éjectas observés à 0° a) et 90° b) specimen.	90
3.9	Illustration de l'anisotropie de microstructure et de la morphologie des pores de type manque de fusion.	90
3.10	Bilan des différentes courbes de Wöhler obtenues sur le TA6V-FLLP	91
3.11	Faciès de rupture et amorçage observé pour les éprouvettes fabriquées à 0, 45 et 90°.	92
3.12	$S\sqrt{area} - N_f$ intégrant uniquement les éprouvettes rompues à partir de manque de fusion	92
3.13	Comparaison entre les distributions cumulées de la taille de pore mesurée à l'amorçage via l'observation des faciès (point) et prédites via les coupes métallographique 2D (courbe).	93
3.14	Diagramme de Wöhler : a) résultats expérimentaux bruts, et corrigés en utilisant b) la loi de Paris et le SIF de Murakami c) l'approche de Caton avec $s = 1.67$	93
3.15	Diagramme de Kitagawa-Takahashi généralisé, en échelle log-log et iso valeur associées en nombre de cycles : a) prédiction via l'approche de Caton ; b) résultats expérimentaux ; c) erreur entre les essais et les prédictions.	96
3.16	géométrie des éprouvettes testées	98
3.17	Visualisation des pores après reconstruction tomographique des différents lots testés	99
3.18	Résultats des essais Locati obtenus sur les éprouvettes de référence en 316L-FLLP.	99
3.19	Faciès de rupture pour 4 éprouvettes en 316L-FLLP montrant un amorçage à partir de la microstructure, e) et f) sont des zooms sur les zones encadrées respectivement en c) et d).	100
3.20	a)-d) Pore critique de deux échantillons du lot V800 observés au MEB et en tomographie X après reconstruction, détection et visualisation en 3D respectivement.	100

3.21	a) Défaut critique identifié post-mortem b) Visualisation des défauts présents à la même position dans le volume reconstruit et segmenté en tomographie rayon X	101
3.22	Évolution de la porosité surfacique en fonction du numéro de couche après reconstruction tomographique et visualisation 2D des défauts	101
3.23	Diagramme de Kitagawa-Takahashi synthétisant tous les résultats obtenus sur le 316L-FLLP.	103
3.24	Plateau de fabrication des éprouvette FLLP en Inconel 625.	105
3.25	Diagramme de Wöhler synthétisant les résultats des essais de fatigue conduits en R=-1 sur l'Inconel 625-FLLP.	105
3.26	Images MEB des faciès de rupture des éprouvettes polies	106
3.27	Images MEB du faciès de rupture-amorçage à partir d'un pore en sous couche	106
3.28	Images MEB du faciès de rupture de l'éprouvette brute B1 montrant un double amorçage à partir d'éjectas en surface.	107
3.29	Images MEB du faciès de rupture de l'éprouvette brute B3 et scan surfacique associé montrant un amorçage à partir d'un éjecta en surface.	107
3.30	a) Exemple de topologie de surface obtenue au profilomètre 3D b) Evolution du Sa en fonction de la position angulaire de la zone scannée.	108
3.31	Diagramme de Wöhler synthétisant les résultats des essais de fatigue conduits en traction R=0,1 sur le TA6V-FLLP surface brute et usinée.	109
3.32	Images MEB de faciès de rupture d'éprouvette TA6V-FLLP brutes.	109
3.33	Géométrie et champ de contrainte de 2 éprouvettes sollicitées en flexion vibatoire	114